



**Уральский  
федеральный  
университет**

имени первого Президента  
России Б.Н. Ельцина

**Институт  
материаловедения  
и металлургии**

**В. П. КУЗНЕЦОВ  
В. П. ЛЕСНИКОВ  
Н. А. ПОПОВ**

# **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

**Учебное пособие**



Министерство образования и науки Российской Федерации  
Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

В. П. Кузнецов  
В. П. Лесников  
Н. А. Попов

# **СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

Учебное пособие

Рекомендовано  
методическим советом УрФУ для студентов,  
обучающихся по направлению подготовки  
«Материаловедение и технология материалов»

Екатеринбург  
Издательство Уральского университета  
2016

УДК 669.018.44:669.24(075.8)

ББК 34.232.2я73+34.256я73

К89

Рецензенты:

проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин (завлабораторией металловедения цветных металлов, Институт физики металлов УрО РАН);

кафедра «Технологии металлов» Уральского государственного лесотехнического университета (завкафедрой д-р техн. наук, проф. Б. А. Потехин).

Научный редактор — д-р техн. наук, проф. А. А. Попов

**Кузнецов, В. П.**

К89 Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов : учебное пособие / В. П. Кузнецов, В. П. Лесников, Н. А. Попов. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. — 160 с.

ISBN 978-5-7996-1829-2

Рассмотрены вопросы формирования структуры, фазового состава и ликвационной неоднородности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных танталом и рением. Большое внимание уделено прочностным свойствам этих сплавов. Изложены металловедческие основы закономерностей структурных и фазовых изменений в монокристаллических сплавах после высокотемпературных выдержек и их влияние на остаточные прочностные свойства монокристаллических сплавов (кратковременные механические свойства, длительная прочность). Приведены особенности формирования наноструктур в монокристаллических сплавах и объемное нанофазное упрочнение в этих сплавах.

Пособие рекомендовано методическим советом УрФУ для студентов, обучающихся по направлению «Материаловедение и технология материалов».

Библиогр.: 28 назв. Табл. 23. Рис. 123.

УДК 669.018.44:669.24(075.8)

ББК 34.232.2я73+34.256я73

ISBN 978-5-7996-1829-2

© Уральский федеральный  
университет, 2016



## Введение

---

Для современных теплонапряженных газотурбинных двигателей (ГТД) рабочие лопатки турбины высокого давления (ТВД) изготавливают из жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) специальным легированием методом монокристаллического литья с точностью выдерживания основной (профильной) ориентации  $5^\circ$ .

Одним из основных направлений при проектировании рабочей лопатки для перспективных двигателей является разработка конструкции монокристаллической лопатки ТВД из высокожаропрочных никелевых сплавов с большим количеством полостей и развитой перфорацией, которые обеспечивают высокоэффективное охлаждение (в том числе «проникающее» охлаждение). При ресурсном проектировании и прочностных расчетах такой лопатки необходимо использовать значения характеристик конструкционной прочности материала монокристаллической лопатки для температурно-временного диапазона, соответствующего условиям эксплуатации.

Достижение максимального уровня жаропрочности рабочих лопаток ТВД газотурбинных двигателей возможно за счет применения монокристаллических ЖНС, легированных рением и танталом. При таком легировании предел длительной прочности может быть существенно повышен, что позволит увеличить тягу двигателя на 15–20 % и его ресурс в 1,5–2 раза. В этой связи перспективным является применение безуглеродистых монокристаллических сплавов, легированных Ta и Re для лопаток ТВД современных ГТД с температурой газа на входе в турбину 1580 °С.

В таком случае фазовый состав жаропрочных сплавов и структурное состояние должны отличаться максимальной стабильностью, так как появление, рост новых фаз и сопровождающие их диффузион-

.....

ные процессы существенно влияют на весь комплекс прочностных свойств сплавов.

В соответствии с изложенным решение проблемы повышения работоспособности и надежности рабочих лопаток ТВД, основанное на всесторонних исследованиях структурных и фазовых изменений материала турбинных лопаток в условиях температурного воздействия, а также на оценке остаточных прочностных свойств материала, является важной и актуальной задачей.

## Глава 1.

### Общая характеристика жаропрочных никелевых сплавов с равноосной структурой

---

Эксплуатационные характеристики газотурбинных двигателей и стационарных установок во многом определяются свойствами никелевых жаропрочных сплавов, являющихся основным материалом для изготовления турбинных лопаток. Создание в середине 1940-х годов в Англии первого дисперсионно-твердеющего сплава Nimonic 80 для изготовления рабочих лопаток газовых турбин методом штамповки открыло новую главу в развитии жаропрочных материалов на никелевой основе. Открытие второй главы в истории этих материалов принадлежит СССР, когда в ВИАМ было показано, что наибольшую перспективу повышения уровня жаропрочности лопаток открывают не деформируемые, а литейные сплавы [1]. Это связано с тем, что повышение степени легирования сплавов затрудняло или даже делало невозможной их деформацию. Дальнейшего повышения жаропрочности можно было достигнуть только переходом к изготовлению лопаток методом точного литья. Кроме того, технология литья по выплавляемым моделям является практически единственным способом получения охлаждаемых лопаток, имеющих сложную геометрию внутренней полости. Это новое направление в развитии жаропрочных сплавов для изготовления рабочих лопаток газовых турбин в дальнейшем, с запозданием на пять лет, было принято в США, Англии и других странах [2].

Разработка жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) осуществлялась на основе гетерофазной теории жаропрочности, сформулированной и развитой С. Т. Кишкиным. Он сформулировал основные принципы легирования сплавов, которые могут быть сведены к следующим положениям:

- многокомпонентное легирование  $\gamma$ -твердого раствора и  $\gamma'$ -фазы для обеспечения высокой фазовой и структурной стабильности сплава;
- упрочнение границ зерен, которое достигается за счет МС-карбидных выделений, а также избирательным микролегированием В и Zr. Исследования с применением радиоактивных изотопов и электронной микроскопии показали, что микролегирование замедляет процессы диффузии по границам зерен, резко повышая жаропрочность отливок с равноосной структурой;
- достижение определенного соотношения между суммарным содержанием Al, Ti, Nb ( $\gamma'$ -образующие элементы) и суммарным содержанием Mo, Cr, W (преимущественно  $\gamma$ -стабилизирующие элементы) в целях получения оптимальной разности параметров кристаллических решеток  $\gamma'$ -фазы и  $\gamma$ -твердого раствора;
- сведение к минимуму вероятности образования топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз ( $\sigma$ -,  $\mu$ -фазы, фазы Лавеса), карбидов типа  $Me_6C$ , выделение которых приводит к разупрочнению сплава [2].

В ЖНС с равноосной структурой имеются карбидные и боридные фазы различного типа: на основе монокарбидов титана, ниобия, тантала и гафния (МС-карбиды); сложные карбиды ( $M_6C$ ) на основе тугоплавких металлов W, Mo и никеля  $[Ni_3(W, Mo)_3C]$ ; на основе карбидов хрома типа  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ; бориды в виде зернограницных выделений по типу  $M_3B_2$  (где M — Mo, W, Ti, Cr, Ni, Co).

В зависимости от легирования, условий кристаллизации и термической обработки в структуре ЖНС наблюдаются и другие фазы, оказывающие сложное влияние на характеристики жаропрочности: фазы на основе ОЦК-твердых растворов легирующих элементов в хrome, вольфраме и молибдене ( $\alpha$ -фаза); интерметаллические фазы типа  $Ni_3X$  (где X — Nb, Ta, Ti) и  $Ni_5X$  (где X — Hf, Zr); ТПУ интерметаллические фазы типа  $\sigma$  и  $\mu$ .

Формирование литой структуры ЖНС начинается при кристаллизации с образованием в относительно небольшом интервале температур кристаллов  $\gamma$ -твердого раствора в форме дендритных ветвей. Далее одновременно с затвердеванием жидкости междендритных областей образуются монокарбиды МС по эвтектической реакции:  $Ж = \gamma + МС$ . Заканчивается формирование литой структуры ЖНС кристаллизацией

фаз эвтектического происхождения, которые выделяются в глобулярной или дендритообразной форме:  $(\gamma + \gamma')_{\text{эвт}}$ ,  $M_6C$ ,  $\alpha$ . Затем в процессе охлаждения с температуры ниже  $\gamma'$ -сольвус (температурная растворимость  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -растворе) первичный  $\gamma$ -твердый раствор распадается с выделением дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы. Этот процесс, протекая с небольшим температурным переохлаждением (10–20 °C) относительно  $\gamma'$ -сольвус, носит в ЖНС спонтанный характер, связанный с гомогенным зарождением и дальнейшим ростом выделений  $\gamma'$ -фазы при малых путях диффузии атомов [3].

Типичный химический состав, механические и физические свойства ЖНС для равноосного литья приведены в табл. 1.1–1.3 [4].

Таблица 1.1

Типичный химический состав серийных ЖНС для равноосного литья

Сплав	Содержание элементов, мас.%; Ni — остальное										
	C	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	V	Zr	B
ВЖЛ12У	0,17	9,5	14,0	3,1	1,4	0,75	5,3	4,5	0,7	0,04	0,035
ЖС6К	0,16	11,3	4,5	4,0	5,0	—	5,5	2,85	—	0,04	0,02
ЖС6У	0,17	8,8	9,8	1,8	10,3	1,0	5,6	2,4	—	0,04	0,035

Таблица 1.2

Типичные механические свойства ЖНС для равноосного литья

Сплав	Свойства	Температура испытания, °C					
		20	800	850	900	1000	1050
ВЖЛ12У	$E \cdot 10^{-3}$ , МПа	190	146	138	139	133	116
	$\sigma_B$ , МПа	883	883	824	711	471	299
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	765	716	589	476	270	177
	$\delta$ , %	10,0	8,0	6,5	6,5	13,0	19,0
	$\psi$ , %	13,0	12,0	8,0	10,0	15,0	20,0
	$\sigma_{100}$ , МПа	—	530	432	324	147	88
ЖС6К	$E \cdot 10^{-3}$ , МПа	195	150	125	115	112	98
	$\sigma_B$ , МПа	1000	920	785	560	400	255
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	895	805	590	390	295	195
	$\delta$ , %	8,0	1,0	3,0	6,0	12,0	10,0
	$\psi$ , %	15,0	5,0	3,0	6,5	12,0	20,0
	$\sigma_{100}$ , МПа	—	520	315	155	90	—

Окончание табл. 1.2

Сплав	Свойства	Температура испытания, °С					
		20	800	850	900	1000	1050
ЖС6У	$E \cdot 10^{-3}$ , МПа	196	143	135	128	122	—
	$\sigma_B$ , МПа	1030	961	853	608	392	338
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	932	873	746	510	—	298
	$\delta$ , %	3,0	2,0	1,5	2,0	2,5	4,5
	$\psi$ , %	3,0	4,0	2,5	4,0	4,0	5,5
	$\sigma_{100}$ , МПа	—	549	343	167	103	—

Таблица 1.3

**Физические свойства ЖНС с равноосной структурой**

$T$ , °С	$\lambda$ , Вт·м <sup>-1</sup> ·К <sup>-1</sup>			$c_p$ , кДж·кг <sup>-1</sup> ·К <sup>-1</sup>	$T$ , °С	$\alpha \cdot 10^6$ , К <sup>-1</sup>		
	ВЖЛ12	ЖС6К	ЖС6У			ВЖЛ12	ЖС6К	ЖС6У
25	10,9	8,4	—	—	20–100	12,0	11,0	11,4
100	12,1	9,6	9,6	0,368	100–200	12,7	11,8	12,1
200	13,0	11,7	11,3	0,406	200–300	13,4	13,8	12,7
300	14,2	13,4	12,6	0,441	300–400	13,6	15,1	13,0
400	15,5	15,5	14,2	0,460	400–500	14,3	15,5	13,6
500	16,7	18,0	15,9	0,502	500–600	14,8	16,1	13,6
600	18,0	19,7	18,0	0,544	600–700	16,6	16,6	14,2
700	19,7	21,3	19,7	0,586	700–800	17,8	18,1	15,2
800	21,3	23,0	21,3	0,628	800–900	20,1	19,3	17,2
900	23,0	25,1	23,0	0,668	900–1000	25,1	22,1	21,5

Все легирующие элементы ЖНС в зависимости от степени их влияния можно условно разделить на несколько групп [3, 4]:

Co, Cr, Mo, W, Ta, Re..... Упрочнение твердого раствора  
 Al, Ti, Nb, Ta, Hf..... Дисперсионное упрочнение интерметаллическими фазами  $\gamma'$  на основе  $Ni_3Al$   
 Ta, Ti, Nb, Hf, W, V..... Дисперсионное упрочнение при уменьшении проскальзывания по формированию карбидов типа:  
 Cr..... MC  
 Cr, Mo, W.....  $M_7C_3$   
 Mo, W.....  $M_{23}C_6$

C, V, Zr, Hf, La, Ce .....	$M_6C$ ; снижение зернограницной диффузии зерен, увеличение вязкости разрушения
Al, Cr, Hf, La, Y.....	Сопротивление газовой коррозии
Cr, Ti .....	Сопротивление сульфидной коррозии
Al, Ti, Hf, Ta, W, Mo Re, W ....	Повышение температуры полного растворения $\gamma'$ -фазы; повышение температуры солидус

Для каждого сплава данной системы легирования формируются фазы с присущим только этому сплаву химическим составом, определяемым объемной долей фаз и коэффициентами распределения  $K_i$  легирующих элементов между фазами  $\gamma'$  и  $\gamma$ :  $K_i = C_i\{\gamma'\}/C_i\{\gamma\}$ , где  $C_i$  — концентрация  $i$ -го элемента в фазе (проценты атомные).

Коэффициент  $K_i$  меньше единицы для  $\gamma$ -стабилизирующих элементов (Cr, Co, Mo, Re, V) и больше единицы для  $\gamma'$ -стабилизирующих элементов (Ti, Ta, Nb, Hf); значение  $K_i$  для вольфрама может изменяться в пределах 0,5–1,5.

$i$ .....	Al .....	Cr .....	Co.....	W .....	Mo ....	Ti.....	Nb.....	Ta .....	V .....	Re .....	Hf .....
$K_i$ .....	3,5.....	0,2.....	0,5.....	1,0.....	0,4.....	4,7.....	2,5.....	2,3.....	0,6.....	0,1.....	5,5 .....

Твердорастворное упрочнение  $\gamma$ -матрицы легирующими элементами обусловлено разницей в атомных диаметрах и валентностях легирующего элемента замещения и никеля. Увеличение разности валентностей никеля и добавки снижает энергию дефектов упаковки Ni, что затрудняет движение дислокаций в никелевом твердом растворе. К дополнительному упрочнению матричной  $\gamma$ -фазы приводит легирование металлом с большим, чем у никеля, модулем упругости. Таким образом, упрочнение никелевого твердого раствора при легировании будет возрастать в ряду элементов Co, Fe, Cr, V, Al, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Re.

При температурах выше  $0,6 T_{пл}$ , кроме перечисленных факторов, на упрочнение  $\gamma$ -твердого раствора оказывает существенное влияние диффузионная подвижность атомов легирующих элементов. Между коэффициентом диффузии и температурой  $T_{пл}$  существует тесная корреляция.

Если легирование повышает  $T_{пл}$ , то гомологическая температура, а также диффузионная подвижность атомов в таком сплаве будут ниже. В результате при высокотемпературной ползучести наибольший

вклад в сопротивление разрушению вносят легирующие металлы (рений и вольфрам), повышающие температуру солидус ЖНС.

В ЖНС  $\gamma'$ -фаза представлена множеством составов, что свидетельствует о ее способности растворять практически все переходные элементы в их различном сочетании. Суммарная предельная растворимость легирующих элементов возрастает от 5–6 ат. % в  $\gamma'$ -фазе никелевых сплавов трехкомпонентных систем Ni–Al–W (Mo) до 10 ат. % в многокомпонентной  $\gamma'$ -фазе сложнолегированных никелевых сплавов. Объемная доля частиц  $\gamma'$ -фазы в ЖНС определяется в соответствии с концентрацией алюминия и таких  $\gamma'$ -образующих элементов, как Ti, Nb, Ta, Hf, в наиболее жаропрочных сплавах она достигает 60–70 %. При повышенных концентрациях этих элементов в структуре сплава появляются выделения  $\gamma'_{\text{эвт}}$ -фазы в виде включений глобулярной формы, располагающихся в междендритных областях. Фаза  $\gamma'_{\text{эвт}}$  не вносит вклада в упрочнение сплава, а напротив, отрицательно влияет на сопротивление высокотемпературной ползучести.

Дисперсионное упрочнение частицами  $\gamma'$ -фазы обеспечивает длительное сохранение высокой температурной способности ЖНС в широком интервале температур, вплоть до 1150 °С, и достигается путем торможения скользящих дислокаций в  $\gamma$ -матрице высокодисперсными частицами  $\gamma'$ -фазы. Следовательно, важнейшую роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести ЖНС играют, наряду с объемной долей и размерами частиц  $\gamma'$ -фазы, физико-химическими и механическими свойствами  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, такие параметры гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -структуры, как температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -растворе (солвус  $\gamma'$ ) и размерное несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз (мисфит). Мисфит оценивается по параметру  $\Delta a = (a_\gamma - a_{\gamma'})/a_\gamma$ , где  $a_\gamma$  и  $a_{\gamma'}$  — периоды кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз.

Карбиды в жаропрочных сплавах на никелевой основе распределяются преимущественно по периферии ветвей дендритов и границам зерен. Их роль в ЖНС неоднозначна. Карбиды, расположенные по границам зерен, оказывают положительное влияние на характеристики кратковременной и длительной прочности, затрудняя зернограничное проскальзывание. Роль карбидного упрочнения возрастает при повышенных температурах. Карбиды препятствуют рекристаллизации и диффузии по поверхностям раздела, способствуя увеличению температурной работоспособности сплавов.



Для улучшения морфологии карбидов в структуре ЖНС их легируют гафнием. Под его влиянием температура образования МС-карбидов повышается и форма выделений карбидных частиц становится более благоприятной — полиэдрической. В результате этого межзеренные границы приобретают повышенную способность к пластической деформации. Выделения карбидов оказывают и косвенное влияние на упрочнение никелевых сплавов. Связывая значительное количество основных легирующих элементов (Ti, Ta, W и др.), карбиды объединяют ими  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы, снижая тем самым эффективность твердорастворного и дисперсионного ( $\gamma'$ -фаза) механизмов упрочнения.

В жаропрочных сплавах наблюдаются четыре типа карбидов. Их образование определяется составом сплава, температурой и временем. Карбиды МС, сформировавшиеся в процессе кристаллизации сплава, при длительном воздействии высокой температуры и напряжения могут претерпевать превращения в карбиды других типов в соответствии со следующими твердофазными реакциями:  $МС + \gamma \Rightarrow \Rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ ;  $МС + \gamma \Rightarrow M_6C + \gamma'$ .

Карбиды  $M_{23}C_6$  стабильны до температур 900–1000 °С; при более высоких температурах устойчивыми являются двойные карбиды типа  $M_6C$ . Последние образуются в жаропрочных сплавах с высоким содержанием тугоплавких металлов и характеризуются широким интервалом составов в пределах  $M_3C$ – $M_{13}C$ . Типичными составами двойных карбидов являются  $(Ni, Co)_3 Mo_3 C$  и  $(Ni, Co)_2 W_4 C$ . Образовавшиеся в твердой фазе карбидные выделения имеют пластинчатую морфологию и служат концентраторами напряжений, отрицательно влияя на вязкость разрушения.

К ТПУ-фазам в ЖНС относятся тетрагональная  $\sigma$ -фаза и ромбоэдрическая  $\mu$ -фаза. Формула  $\mu$ -фазы  $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$ , где  $x$  и  $y$  могут изменяться в пределах 1–7. ТПУ-фазы образуются из  $\gamma$ -твердого раствора сплава в виде тонких пластин в интервале температур 750–1000 °С, часто зарождаются на карбидах  $M_{23}C_6$  и  $M_6C$  по границам зерен. В ренийсодержащих ЖНС выпадение  $\sigma$ -фазы наблюдается в области более высоких температур (1000–1150 °С) и дополнительно может образовываться орторомбическая Р-фаза.

Вредное влияние ТПУ-фаз на механические свойства ЖНС проявляется в том, что пластинчатая морфология фаз служит источником зарождения и распространения трещин, ведущих к хрупкому разрушению.

Склонность ЖНС к выделению ТПУ-фаз определяется содержанием в  $\gamma$ -твердом растворе Cr, Mo, W и Re. Установлено, что в сплавах, образующих карбиды  $M_{23}C_6$ , при длительном воздействии температуры и напряжения также будет образовываться  $\sigma$ -фаза, в то время как в сплавах, склонных к образованию  $M_6C$ -карбидов, может выделяться  $\mu$ -фаза.

С 60-х годов прошлого столетия основной тенденцией в разработке ЖНС для литья турбинных лопаток стало повышение в матричном  $\gamma$ -растворе содержания упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (до 60–70 %). В то же время разработчики сплавов стремились и к повышению температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе путем увеличения концентрации Al, снижения содержания Cr и Co, а также дополнительного легирования тугоплавкими переходными металлами (Mo, W, Nb, Ta, Hf). Для упрочнения границ зерен вводились микродобавки B, Zr, Y, La и Ce.

В 40-е годы прошлого столетия Н. Грантом введено понятие эквивалентной температуры, выше которой разрушение поликристаллических жаропрочных сплавов в процессе ползучести происходит по границам зерен, расположенных перпендикулярно оси приложения нагрузки. Это подтвердилось экспериментальными исследованиями академика С. Т. Кишкина, показавшего, что никелевый жаропрочный сплав ЭИ437 разрушался по границам зерен, ориентированным перпендикулярно оси внешней нагрузки, причем трещины в отливках на таких границах зарождались уже в начале второй стадии ползучести. Поэтому литые лопатки из никелевых жаропрочных сплавов с повышенной длительной прочностью должны иметь столбчатую структуру, в которой границы зерен располагаются параллельно направлению главных напряжений.

## Глава 2.

### Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы

---

#### 2.1. Особенности легирования жаропрочных никелевых сплавов для литья монокристаллов

---

**В**ажнейшим шагом в совершенствовании структуры жаропрочных сплавов было получение материалов вообще без каких-либо границ зерен, то есть монокристаллов. Для этого понадобилась не только модернизация технологии направленной кристаллизации с целью вырастить монокристаллы с заданной ориентацией, но и разработка специальных составов жаропрочных сплавов, а также режимов их термической обработки. Так как в монокристаллах отсутствуют границы зерен, то нет необходимости вводить в сплав элементы, упрочняющие их. Это обстоятельство существенно упростило систему легирования жаропрочных сплавов для выращивания монокристаллов. Кроме того, используя анизотропию физико-механических свойств, можно выбрать такую рациональную ориентацию монокристалла (осевую или азимутальную) относительно направления действия главных напряжений, которая обеспечила бы наилучший комплекс механических свойств и максимальный ресурс работы изделия.

Отсутствие в монокристаллах большеугловых границ зерен исключило для упрочнения межзеренных границ потребность во введении С, В, Zr, Hf. В отсутствие углерода и бора удалось существенно повысить температуру солидус (рис. 2.1), сопротивление механической и термической усталости и ползучести монокристаллов благодаря устранению возможности образования карбидов и боридов, являющихся концентраторами напряжений и очагами зарождения трещин [3].

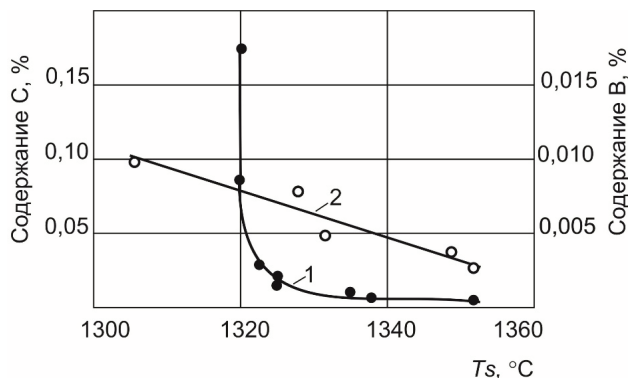


Рис. 2.1. Влияние углерода (1) и бора (2) на температуру солидуса  $T_s$  монокристаллического жаропрочного сплава ЖС40

Предложены следующие основные направления синтеза и обработки монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов:

- создание новых сплавов на никелевой основе, которые могут применяться в монокристаллическом состоянии;
- разработка новых технологий и их совершенствование для получения качественных монокристаллических изделий, включая совершенствование металлургических процессов и термической обработки;
- исследование механических свойств в связи с изменением структуры монокристаллов и их пространственной ориентации;
- разработка теории высокотемпературной ползучести на основе учета структурных превращений при нагреве, дислокационной теории высокотемпературной ползучести, кристаллографических закономерностей высокотемпературной деформации и т. д.

Рений наиболее интенсивно увеличивает уровень жаропрочности сплавов, в то время как хром понижает характеристики длительной прочности (рис. 2.2). Положительное влияние рения на жаропрочность ЖНС обусловлено увеличением температуры солидуса сплава, повышенной растворимостью рения в никелевом твердом растворе и увеличением периода его кристаллической решетки, снижением коэффициентов диффузии легирующих элементов [5–7].

Если в сплавах первого поколения в качестве легирующих элементов использовали хром, молибден, титан, вольфрам, тантал, кобальт и алюминий, то в дальнейшем в сплавы стали добавлять рений, который имеет высокую температуру плавления (3190 °C) (табл. 2.1). Ре-

ний входит в состав сплавов второго и третьего поколений в количестве 2–4 и 5–6 % соответственно. К четвертому и пятому поколениям относятся ренийсодержащие ЖНС, дополнительно легированные новым элементом Ru [8, 9].

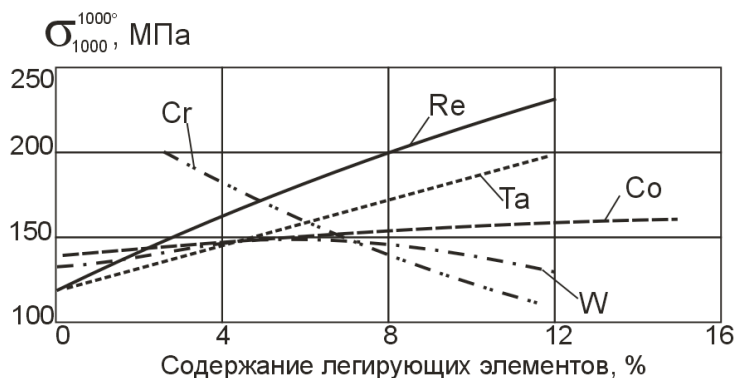


Рис. 2.2. Влияние содержания легирующих элементов на длительную прочность при температуре 1000 °С и на базе 1000 ч монокристаллов с ориентацией [001] жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС

Таблица 2.1 [5]

**Химический состав и плотность  
монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов**

Сплав	Содержание, мас. %, легирующих элементов											Плотность, г/см <sup>2</sup>
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	Другие	
Первое поколение												
ЖС30М	7,0	1,8	0,6	11,7	—	—	5,1	7,5	1,1	0,1	—	8,635
ЖС40	6,1	—	4,0	6,9	—	7,0	5,6	0,5	0,2	—	0,02Y; 0,02Ce; 0,02La	8,84
PWA-1480	10,0	1,5	—	4,0	—	12,0	5,0	5,0	—	—	—	8,70
CMSX-2	8,0	1,0	0,6	8,0	—	6,0	5,6	5,0	—	—	—	8,56
AMI	7,8	1,1	2,0	5,7	—	7,9	5,2	6,5	—	—	—	8,59
Второе поколение												
ЖС36	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	—	5,8	7,0	1,1	—	—	8,724
CMSX-4	6,5	1,0	0,6	6,0	3,0	6,5	5,6	9,0	—	0,1	—	8,70
Rene N5	7,0	—	2,0	5,0	3,0	7,0	6,2	8,0	—	0,2	0,05C; 0,004B	8,63

Окончание табл. 2.1

Сплав	Содержание, мас. %, легирующих элементов											Плотность, г/см <sup>2</sup>
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	Другие	
SC180	5,0	1,0	2,0	5,0	3,0	8,5	5,2	10,0	—	0,1	—	8,84
PWA-1484	5,0	—	2,0	6,0	3,0	8,7	5,6	10,0	—	0,1	—	8,95
Третье поколение												
Rene N6	4,2	—	1,4	6,0	5,4	7,2	5,75	12,5	—	0,15	0,05C; 0,004B; 0,01Y	8,97
CMSX-10	2,0	0,2	0,4	5,0	6,0	8,0	5,7	3,0	0,1	0,03	—	9,05
ЖС47	2,5	—	2,0	1,3	9,3	8,8	5,75	11,0	—	—	0,02Y; 0,02Ce; 0,02La	9,089
Четвертое поколение												
MC-NG	4,0	0,5	1,0	5,0	4,0	5,0	6,0	—	—	0,1	4,0Ru; 0,1Si	8,75
TMS-138	3,2	—	2,8	5,9	5,0	5,6	5,9	5,8	—	0,1	2,0Ru	8,95
Пятое поколение												
TMS-196	4,6	—	2,4	5,0	6,4	5,6	5,6	4,6	—	0,1	5,0Ru	9,01

Рутений обладает рядом преимуществ по сравнению с рением; плотность рутения почти в 2 раз меньше рения, он не склонен к образованию ТПУ-фаз и менее подвержен ликвации [10, 11].

Применение рения, как легирующего элемента, значительно удорожает жаропрочные сплавы, однако оно оправдано заметным повышением их ресурса и эксплуатационных параметров (рис. 2.3).

Как следует из рис. 2.3, рений уменьшает скорость диффузии атомов матрицы (никеля), повышает температуру солидус как сплава, так и  $\gamma'$ -фазы и повышает характеристики жаропрочности. При этом при легировании рением возможно отрицательное влияние его на служебные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. Этими факторами являются следующие [12].

К первому из них можно отнести нарушение баланса легирования сплава. Высокое отрицательное значение показателя дисбаланса легирования приводит в процессе эксплуатации к образованию избыточных фаз нередко пластинчатой морфологии. Например, в сплаве ЖС32 при химическом составе, отвечающем  $\Delta E = -0,03$ , могут появиться пластины карбида на основе  $W_6C$ , а также ТПУ-фазы типа  $\mu$ , R, P. Полагают, что пластины таких достаточно хрупких фаз являются концен-

траторами напряжений и источником зарождения и распространения трещин. Кроме того,  $\gamma$ -твердый раствор в тех микрообъемах сплава, в которых образуются ТПУ-фазы, обедняется тугоплавкими легирующими элементами, что способствует разупрочнению сплава. В таких случаях необходима корректировка состава жаропрочного сплава по допустимому показателю дисбаланса легирования ( $\Delta E = \pm 0,02$ ).

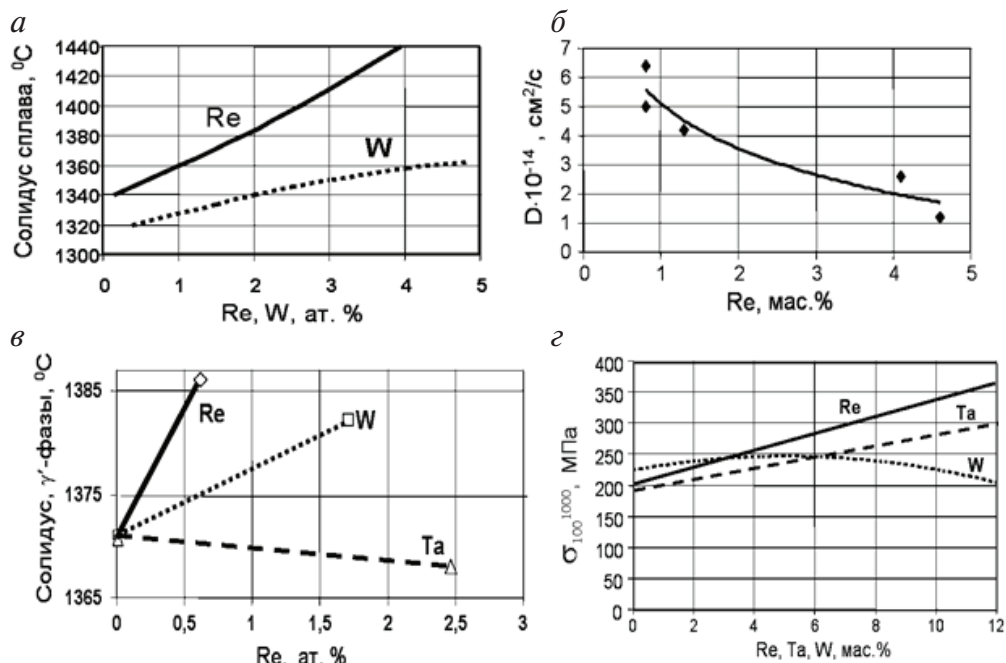


Рис. 2.3. Основные факторы повышения жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений:

а — влияние Re и W на температуру солидус сплава; б — влияние Re на скорость диффузии атомов Ni; в — влияние Re, W, Ta на температуру солидус  $\gamma'$ -фазы; г — влияние Re, Ta, W на жаропрочность монокристаллов

В сплавах несбалансированного легирования (CMSX-4, Alloy 800, RR2071) обнаружены фазы  $\sigma$ ,  $\mu$ ,  $R$ ,  $P$ , количество которых и совместное присутствие определяется температурой и продолжительностью экспозиции. Для указанных фаз характерно высокое содержание Re, W, Mo, Cr в различном сочетании. На примере сплава RR2071 определен температурный порог стабильности ТПУ-фаз. Для  $\sigma$  и  $R$  он ограничивается 800–900 °C. При температуре 950 °C и выше существует  $P$ -фаза и небольшое количество  $\mu$ -фазы, которая исчезает при более

высоких температурных нагревах. Благоприятная температура для образования  $P$ -фазы  $1025^\circ\text{C}$ . После нагрева сплава RR2071 выше  $1150^\circ\text{C}$  ТПУ-фазы не обнаружены. Тонкие пластинчатые кристаллы метастабильной  $\sigma$ -фазы служат центрами кристаллизации более стабильных  $\mu$ -,  $R$ -,  $P$ -фаз, определяют их морфологию и расположение пластин плоскости параллельно  $\{111\}$ , пронизывающих  $(\gamma/\gamma')$ -матрицу сплава.

Учитывая неравновесные условия кристаллизации монокристаллов из высокоренивых ЖНС, а также невозможность проведения полной высокотемпературной гомогенизации и, следовательно, устранения за разумное время ликвационной неоднородности, в первую очередь по концентрациям тугоплавких элементов Re и W, можно заключить, что ТПУ-фазы могут образовываться как в литом состоянии монокристаллов, так и после их гомогенизации.

Наиболее интенсивное образование ТПУ-фаз наблюдается в процессе длительных высокотемпературных отжигов или испытаний на ползучесть в интервале температур существования этих фаз. Количество ТПУ-фаз в структуре ЖНС определяется не только в соответствии с химическим составом сплавов, но и кинетическим фактором, а именно: процессом диффузии в никелевом твердом растворе атомов тугоплавких элементов W, Re, Mo, которые входят в состав ТПУ-фаз, и скоростью образования зародышей ТПУ-фазы. В свою очередь, скорость диффузии атомов этих элементов определяется по температуре и степени легированности  $\gamma$ -твердого раствора. В современных монокристаллических ЖНС  $\gamma$ -твердый раствор содержит высокую концентрацию Re, W, Mo, Cr, поскольку их коэффициенты распределения между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами меньше единицы. Из всех легирующих элементов ЖНС рений наиболее интенсивно замедляет диффузию атомов компонентов.

В сплавах с неблагоприятным сочетанием легирующих элементов или из-за их ликвации могут образовываться ТПУ-фазы различного типа: ромбоэдрическая  $\mu$ -фаза, тетрагональная  $\mu$ -фаза и орторомбическая  $P$ -фаза. По своей природе ТПУ-фазы относятся к хрупким электронным соединениям переходных элементов. Они выделяются в форме пластин из  $\gamma$ -твердого раствора. Помимо кристаллической структуры, ТПУ-фазы различаются содержанием тугоплавких металлов и их соотношением [13]. Точная идентификация этих фаз затруднена как из-за чрезвычайно малых размеров пластинчатых выделений, так и вследствие того, что в пределах одного и того же ТПУ-выделения



может сосуществовать несколько фаз, например  $\sigma$ - и  $P$ -фаза. Кроме того, в сплавах с повышенным содержанием тугоплавких металлов могут выделяться  $\alpha$ -фазы на основе Mo или W с объемно-центрированной кубической решеткой, а также ренийевая  $\delta$ -фаза с гексагональной плотноупакованной решеткой.

В качестве второго фактора, способного снизить уровень жаропрочности литейного сплава, следует указать его ликвационную неоднородность, связанную с сегрегацией тугоплавких элементов W, Mo, Re в осях дендритов. Это обстоятельство создает локальные очаги, которые являются потенциальной причиной выделения избыточных фаз даже в сплавах сбалансированного (в среднем) химического состава. Ликвация элементов частично устраняется при помощи многоступенчатой термической обработки, включающей длительную гомогенизацию при температурах до 1370 °C, а также при использовании высокоградиентной направленной кристаллизации [14, 16].

Третьим отрицательным фактором необходимо признать образование пор округлой, кубической или тетрагональной формы. Известно, что их происхождение связано с явлениями микроусадки при кристаллизации (литейные поры), растворения неравновесной эвтектической ( $\gamma + \gamma'$ )-фазы в условиях гомогенизации сплава (поры гомогенизации), диффузии вакансий в процессе ползучести (деформационные поры). Считается, что все они вносят свой вклад в механизм разупрочнения сплавов. Появление ограненных деформационных пор объясняется нескомпенсированностью диффузионных потоков (эффект Киркиндала). Стабилизации пор в структуре сплавов способствует наличие на их поверхности тугоплавких элементов W и Re. Для устранения пор обычно применяют горячее изостатическое прессование (ГИП), которое повышает длительную прочность сплавов.

## 2.2. Основные способы получения монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов

---

Впервые столбчатую структуру в отливках из никелевых жаропрочных сплавов получили Ференайдер и Гуард методом направленной кристаллизации. Однако даже идеальная ориентировка продольных

границ зерен не убирала поперечные компоненты в местах стыковки ветвей дендритов. Следующим шагом совершенствования структуры лопаток было получение их методом направленной кристаллизации в виде монокристаллов, у которых отсутствовали границы зерен и отпала необходимость их упрочнения.

Для получения моноотливок (монокристаллов) из расплавов используются следующие основные методы, названные по фамилиям их создателей.

**Метод Бриджмена — Стокбаргера** — нормальная направленная кристаллизация. Он заключается в том, что металл или сплав требуемого состава, расплавленный в контейнере — тигле, чаще всего цилиндрической формы с коническим дном, медленно перемещается из зоны расплавления. При этом на дне контейнера, охлаждающемся первым, возникают немногочисленные центры кристаллизации, которые по мере опускания тигля растут за счет поглощения расплава. Между ними идет геометрический отбор из-за скорости роста кристаллов, различающихся по ориентировке. В результате может остаться всего один кристалл, который, разрастаясь, займет весь объем цилиндрической части контейнера. В таком случае процесс считается успешным, так как получен монокристал сплава. Но часто не все зерна выклиниваются в процессе роста, и получается направленно закристаллизованный слиток с небольшим числом столбчатых зерен. Иногда их после соответствующей разрезки можно также использовать как монокристаллы. Применяя тигель с более сложным строением донной части, например, используя пережимы, можно увеличить вероятность получения монокристаллов.

Данный метод универсален и позволяет выращивать монокристаллы большинства ЖНС. К сожалению, выращенные монокристаллы могут иметь такие же несовершенства структуры, какие есть в слитках (ликвация, пористость, разориентировка кристаллической решетки).

Одна из разновидностей метода Бриджмена — **метод Чалмерса**, отличающийся горизонтальным расположением тигля, который чаще всего имеет вид открытой лодочки. Металл кристаллизуется по мере удаления лодочки из нагретой зоны печи. Этот способ удобен для получения кристаллов заданной ориентации, так как расположив кристаллическую затравку на одном конце лодочки, можно повернуть ее на заданный угол относительно продольного направления тигля. Ис-

пользуя тигли сложной формы, монокристаллы выращивают в виде готовых образцов для механических испытаний.

**Метод Чохральского** заключается в том, что к контейнеру, содержащему жидкий металл с постоянной температурой, подводится охлаждаемая затравка, которая затем медленно поднимается. Вследствие силы поверхностного натяжения она захватывает часть жидкого металла, который потом затвердевает. Таким образом, длина стержня растет, а кристаллизующийся на нем металл постепенно удаляется из расплава. Этот метод требует более строгого соблюдения температурного режима ванны, поскольку диаметр и совершенство растущего монокристалла сложным образом зависят от скорости теплоотвода, определяемой температурой расплава, длиной кристалла, скоростью его превращения и ряда других факторов, но обычно совершенство полученных монокристаллов бывает выше, чем у кристаллов, выращенных по методу Бриджмена.

Из перечисленных выше методов для получения монокристаллического литья турбинных лопаток ЖНС применим только метод Бриджмена — Стокбаргера.

Промышленное производство турбинных лопаток ГТД за рубежом базируется на методе Бриджмена, в котором процесс направленной кристаллизации происходит при перемещении керамической формы с расплавом жаропрочного сплава на водоохлаждаемом кристаллизаторе из зоны нагрева в зону охлаждения.

Зарубежная технология монокристаллического литья основана на методе отбора одного кристалла из множества столбчатых зерен, имеющих аксиальную текстуру [001], сформированную за счет их конкурентного роста. Таким методом можно получать отливки только с ориентацией [001]. Получение других ориентаций или получение отливок с заданной азимутальной ориентацией практически невозможно [17]. Вследствие того что данный метод предполагает отвод теплоты кристаллизации только за счет радиационного охлаждения, он обеспечивает невысокие температурные градиенты на фронте кристаллизации ( $G = 10 \dots 20$  °C/см), малые скорости кристаллизации и охлаждения. Это приводит к формированию структуры жаропрочных сплавов с крупными дендритными и фазовыми составляющими, со значительной дендритной ликвацией и пористостью. В этой связи за рубежом проблему уменьшения пористости пытаются решать путем использования дорогостоящей технологии газостатического прессования [17]. Направленная кристаллизация в условиях невысокого температур-

ного градиента может привести также к образованию на поверхности отлива дефектов в виде полос струйной ликвации, содержащих крупные выделения эвтектической ( $\gamma + \gamma'$ )-фазы и карбидов. В отечественной промышленности примером такой установки является проходная печь ПМП-2.

Параметры роста в печах с радиационным охлаждением: осевой температурный градиент  $G_z = 3 \dots 4 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$ , скорость роста  $R = 3 \dots 3,5 \text{ мм}/\text{мин}$ , скорость охлаждения  $GR = 9 \dots 14 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

Необходимость в более эффективном отводе тепла привела к созданию процесса направленной кристаллизации с жидкометаллическим охладителем — **метод ЛМС** [19]. В процессе ЛМС керамическую форму с расплавом жаропрочного сплава перемещают из зоны нагрева и одновременно погружают в ванну с жидким охлаждающим металлом. Использование конвективного охлаждения существенно повышает скорость теплоотвода: отливка охлаждается в 3–4 раза эффективнее, чем при охлаждении излучением.

Метод ЛМС получил развитие в ВИАМ, где разработана технология высокоскоростной направленной кристаллизации лопаток ГТД в установках УВНК-8П с температурным градиентом и жидкометаллическим охладителем — расплавом алюминия. Эта технология широко используется в России при производстве рабочих лопаток 1-й степени авиационных ГТД (длиной до 100 мм). Установки такого типа (УВНК-8П, УВНК-9) являются основными в отечественном производстве турбинных лопаток с однонаправленной и монокристаллической структурой. Отливка лопаток в таких установках обычно проводится блоками по 12 штук, производительность около 100...150 отливок в сутки. Параметры роста:  $G_z = 6 \dots 8 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$ ,  $R = 5 \dots 10 \text{ мм}/\text{мин}$ ,  $C_z R = 30 \dots 80 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

Дальнейшим развитием таких высокоградиентных установок являются печи типа УВНС, работа которых также основана на методе ЛМС с применением охлаждения формы в олове, когда достигаются величины  $G = 18 \dots 20 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$  и  $R = 20 \text{ мм}/\text{мин}$ .

В основу отечественной технологии монокристаллического литья был положен затравочный метод с использованием затравок с температурой плавления на 150–170  $^\circ\text{C}$  выше температуры плавления жаропрочного сплава. В частности, в серийной технологии используются затравки из сплава системы Ni – W или Ni – W – C, получаемые методом ориентированной вырезки из заготовок произвольной ориен-

тации. Использование затравок дает возможность получить отливки с любой заданной ориентацией как в аксиальном, так и в азимутальном направлениях.

Оптимальные условия для получения монокристаллической отливки создаются в том случае, когда в установке обеспечиваются:

- плоский фронт роста в макроскопическом масштабе;
- стабильное положение фронта кристаллизации относительно нагревателя в течение всего процесса формирования отливки [17].

Практически все монокристаллы жаропрочных сплавов имеют дендритно-ячеистую структуру. Собственно монокристалл жаропрочного сплава с дендритно-ячеистой структурой формируется ветвями различных порядков (обычно 1–3-й) одного дендрита, зародившегося от одного центра кристаллизации или затравки.

Ветви дендритов всегда растут вдоль кристаллографических направлений  $[001]$ , при этом наиболее развитые оси 1-го порядка формируются вдоль того из направлений  $[001]$ , которое образует минимальный угол с вектором температурного градиента на фронте роста. Вдоль прочих направлений  $[001]$  растут менее развитые дендритные ветви — 2-го и 3-го порядков. Поскольку этот угол при строго аксиальном теплоотводе зависит от ориентации растущего кристалла, то появляется зависимость морфологии дендритных ветвей и соответственно ростовой структуры монокристаллов от кристаллографической ориентации относительно направления роста.

Дендритная структура монокристаллов с осью роста  $[001]$ , выделяемая на продольном шлифе, состоит из дендритных ветвей 1-го порядка, которые соответствуют кристаллографическому направлению  $[001]$  и ориентированы вдоль теплового потока. Эти ветви развиты практически на всю длину слитка. Ветви 2-го порядка расположены поперек теплового потока и поэтому развиты слабо: они выстраиваются рядами вдоль плоскостей  $(010)$  и  $(100)$ .

Впервые монокристаллические лопатки были поставлены в двигатель самолета «Боинг-767» американской фирмой Pratt and Whitney в 1982 году. Объем производства монокристаллических лопаток увеличивается с каждым годом. Миллионы монокристаллических отливок, преимущественно лопаток, производятся американской фирмой Howmet для выполнения военных и гражданских проектов [19].

В отечественном газотурбостроении переход на ЖНС с направленной и монокристаллической структурой для отливки турбинных лопаток ГТД обеспечил рост КПД и значительное уменьшение расхода топлива современных авиационных двигателей (рис. 2.4) [20, 21].

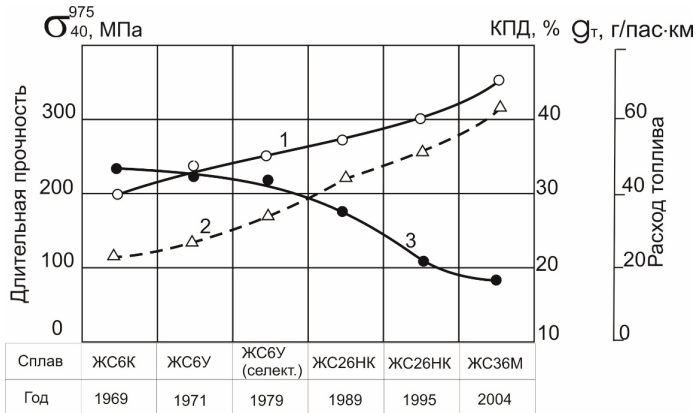


Рис. 2.4. Динамика роста длительной прочности ЖНС (1), КПД (2) и уменьшения расхода топлива (3) газотурбинных двигателей разработки ОАО «Авиадвигатель»

## Глава 3.

# Структура и фазовый состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов

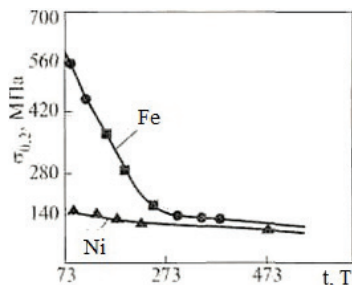
---

### 3.1. Физические основы разработки монокристаллических никелевых сплавов

---

Примерно в середине XX века были обнаружены металлические бинарные сплавы с так называемой положительной (аномальной) температурной зависимостью напряжения течения. Это означает, что в определенном температурном интервале с ростом температуры механические свойства не уменьшаются, а, наоборот, возрастают. В чистых металлах сопротивление деформированию всегда убывает с ростом температуры.

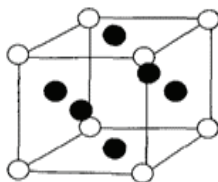
В современных жаропрочных никелевых сплавах с ростом температуры механические свойства возрастают в широком температурном интервале. На рис. 3.1 представлена температурная зависимость напряжения течения сплава  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Такие свойства проявляются исключительно в сплавах с дальним атомным порядком, или, иными словами, со сверхструктурой. Этот эффект достигается уже в бинарных интерметаллидах. Сейчас изучены многие интерметаллиды с различными сверхструктурами и можно утверждать, что сильнее всего положительная температурная зависимость напряжения течения выражена в интерметаллидах со сверхструктурой  $\text{L1}_2$ . Для реализации подобного свойства, которое не проявляется в чистых металлах, необходим, по крайней мере, бинарный сплав. Установлено, что в ряде случаев легирование третьим компонентом позволяет усилить этот эффект.

Рис. 3.1. Температурная зависимость напряжения течения сплава Ni<sub>3</sub>Al

В современных жаропрочных сплавах на никелевой основе, для реализации положительной температурной зависимости напряжения течения, используются в основном фазы со сверхструктурой L1<sub>2</sub>. Конечно, жаропрочные сплавы — это многокомпонентные композиции. Их разработка основывается на всестороннем использовании основных достижений металлофизики XX века.

Наличие дальнего атомного порядка в расположении атомов было доказано рентгеновскими экспериментами Е. Бейна в 1923 году, выполненными на медно-золотых сплавах. Наличие сверхструктуры L1<sub>2</sub> было установлено впервые на сплаве Cu<sub>3</sub>Au. Через два года С. Джохансон и Дж. Линде обнаружили в эквиатомном сплаве CuAu сверхструктуру L1<sub>0</sub>. Так началась важная для науки и практики физического материаловедения эпоха упорядоченных сплавов и интерметаллидов.

Исследования последних десятилетий показали, что сплавы, обладающие сверхструктурой L1<sub>2</sub>, весьма часто обнаруживают значительные температурные интервалы с положительной температурной зависимостью напряжения течения (ПТЗНТ). Элементарная ячейка сверхструктуры L1<sub>2</sub> изображена на рис. 3.2.

Рис. 3.2. Элементарная ячейка сверхструктуры L1<sub>2</sub>

Базовой для диагностирования сверхструктуры L1<sub>2</sub> является кристаллическая структура упорядоченного сплава Cu<sub>3</sub>Au [22]. Именно для



этого сплава стехиометрическим составом в состоянии полного упорядочения дано изображение элементарной ячейки на рис. 3.3. Атомы Cu расположены в центрах граней, атомы Au — в вершинах куба. В разупорядоченном состоянии этот сплав обладает ГЦК-решеткой. При этом в полностью разупорядоченном состоянии атомы Cu и Au занимают узлы кристаллической решетки случайным образом.

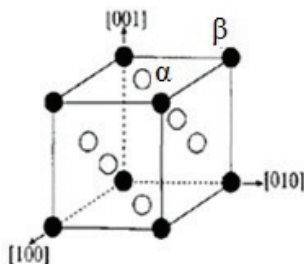


Рис. 3.3. Элементарная ячейка фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ -фаза)

К настоящему моменту в бинарных сплавах обнаружено около 100 фаз со сверхструктурой  $L1_2$ . В части них при повышении температуры дальний порядок постепенно разрушается и выше некоторой температуры  $T_k$  исчезает вообще. Такие сплавы называются упорядочивающимися, а температура  $T_k$  — критической температурой упорядочения. У части сплавов дальний порядок сохраняется вплоть до температуры плавления ( $T_{пл}$ ). Если  $T_k$  какой-либо сверхструктуры меньше температуры плавления, то ее относят к упорядоченным твердым растворам, если же  $T_k > T_{пл}$  — к интерметаллидам. Именно у интерметаллидов чаще наблюдается явление ПТЗНТ. Использование многокомпонентных интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$  позволило создать современные суперсплавы. Основной фазой для создания суперсплавов на никелевой основе фактически послужила фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . Эта фаза чрезвычайно важна для никелевых суперсплавов. Как в самой простой форме  $A_3B$  ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ), так и в сложной форме  $A_3(BC)$ , например  $\text{Ni}_3(\text{AlTi})$ , и еще в более сложных вариантах, например  $\text{Ni}_3(\text{AlTiHf})$ , ее свойства во многом определяют механическое поведение этих материалов в широком температурном интервале. Фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$  с дальним порядком в расположении атомов обозначается как  $\gamma'$ , чтобы отличать ее от неупорядоченного твердого раствора на никелевой основе, который обозначается как  $\gamma$ . Кристаллическая решетка фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  совпадает с кристаллической решеткой фазы  $\text{Cu}_3\text{Au}$ . Ее элементарная

ячейка представлена на рис. 3.3 (центральное положение сплава  $\text{Ni}_3\text{Al}$ ). Она повторяет элементарную ячейку фазы  $\text{Cu}_3\text{Au}$ , но теперь в центрах граней расположены атомы Ni, в вершинах куба — атомы Al. Фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$  — это интерметаллид. Поэтому при составе, близком к стехиометрическому (атомные доли: Ni — 0,75, Al — 0,25), вполне упорядоченное состояние сохраняется вплоть до значений  $T_{\text{пл}}$ .

Фазовая диаграмма бинарной системы Ni — Al является важной для конструирования жаропрочных сплавов на никелевой основе. Она приведена на рис. 3.4.

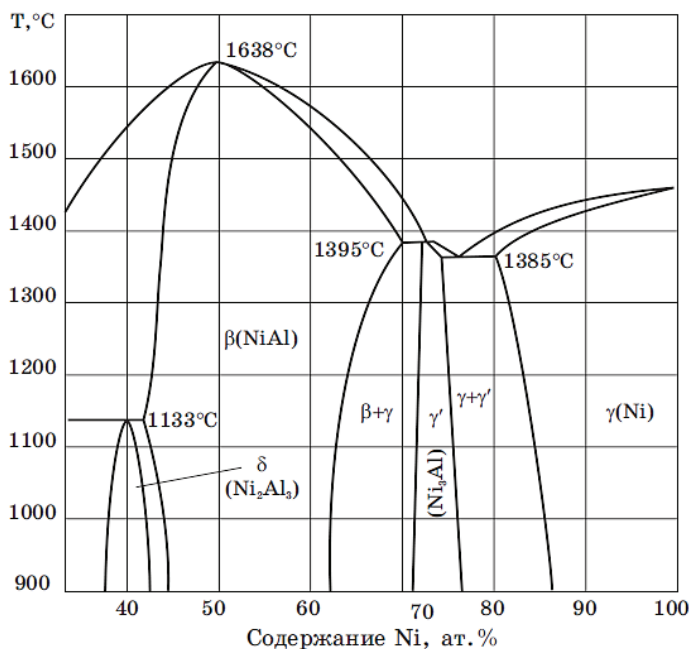


Рис. 3.4. Фрагмент диаграммы фазового состояния двойной системы Ni — Al [23]

Сверхструктура  $L1_2$  ( $\gamma'$ -фаза) реализуется при комнатной температуре в интервале концентраций 22,3–27,0 ат. % Al. С увеличением температуры концентрационная область существования фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  уменьшается.

При концентрации Al меньше стехиометрической,  $\gamma'$ -фаза ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) соседствует с  $\gamma$ -фазой — твердым раствором Al в Ni на базе ГЦК-решетки. Растворимость Al в Ni значительно понижается с уменьшением температуры. В соответствии с этим фазы  $\gamma$  и  $\gamma'$  разделены широкой (при 673 К более 15 ат. %) двухфазной областью состава  $\gamma + \gamma'$ .

История развития физики суперсплавов привела к постепенному перемещению их состава вдоль двухфазной области от малого содержания  $\gamma'$ -фазы до почти полного доминирования ее в объеме сплава.

Точное значение и строгая трактовка величин параметра кристаллической решетки  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз чрезвычайно важны при работе с суперсплавами на никелевой основе. Дело в том, что размерное несоответствие

$$\frac{\Delta a}{a} = \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'}}$$

между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами во многом определяет возможное время эксплуатации изделий из никелевых суперсплавов [23–25].

Фазу  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , как и другие фазы системы  $\text{Ni} - \text{Al}$ , отличают большие значения сверхструктурного сжатия [22, 26]. Это означает, что межатомные расстояния в  $\text{Ni} - \text{Al}$ -фазах значительно меньше, чем соответствующие расстояния в чистых  $\text{Ni}$  и  $\text{Al}$ . Сверхструктурное сжатие связано со значительным уменьшением параметра кристаллической решетки по сравнению с величиной, рассчитанной по правилу Вегарда [27]. В соответствии с правилом Вегарда для параметра решетки  $a_{\text{т.р}}$  твердого раствора  $\text{Al}$  в  $\text{Ni}$  имеет место соотношение

$$a_{\text{т.р}} = a_{\text{Ni}}c_{\text{Ni}} + a_{\text{Al}}c_{\text{Al}},$$

где  $a_{\text{Ni}}$  и  $a_{\text{Al}}$  — параметры кристаллической решетки чистых компонентов;  $c_{\text{Ni}}$  и  $c_{\text{Al}}$  — атомные доли каждого из компонентов в твердом растворе. Соответствующие данные для системы  $\text{Ni} - \text{Al}$  даны на рис. 3.5.

Большие значения величины твердорастворного сжатия проявляются в тех твердых растворах, в которых атомы компонентов значительно различаются размерами своих атомных радиусов [28]. Действительно, атомный радиус никеля  $R_{\text{Ni}} = 1,25 \text{ \AA}$  и радиус атома алюминия  $R_{\text{Al}} = 1,43 \text{ \AA}$  [28]. В таких твердых растворах наблюдается значительная величина статических смещений атомов из узлов решетки. Статическое смещение атомов в твердых растворах является одним из основных факторов, определяющих явление твердорастворного упрочнения. Для механических свойств никелевых жаропрочных сплавов твердорастворное упрочнение играет существенную роль как в  $\gamma$ -, так и в  $\gamma'$ -фазах.

Элементы  $\text{Ni}$  и  $\text{Al}$  обладают большим взаимным сродством. При их взаимодействии в твердом или жидком состоянии выделяется значи-

тельное количество теплоты, т. е. суммарная внутренняя энергия образующегося сплава Ni — Al оказывается значительно ниже внутренней энергии образующих его компонентов [29]. Это же относится в частном случае к  $\gamma'$ -фазе Ni<sub>3</sub>Al. Из рис. 3.6 видно, что теплота образования  $\gamma'$ -фазы  $\Delta H_{\text{Ni}_3\text{Al}}$  порядка 42 кДж/моль.

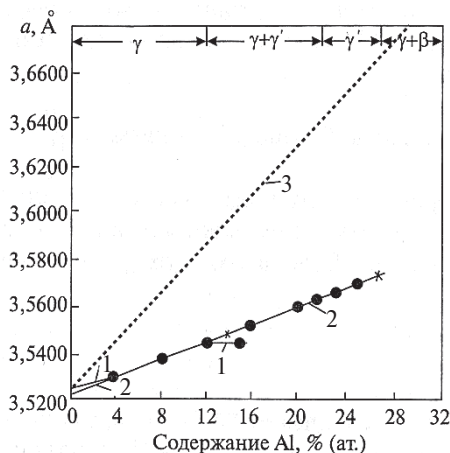


Рис. 3.5. Сопоставление параметров кристаллической решетки  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз в системе Ni — Al, экспериментально измеренных (1), (2) и рассчитанных по правилу Вегарда (3). Значения параметра  $a$  на зависимости 2 соответствуют закаленному (x) и отожженному (•) состояниям

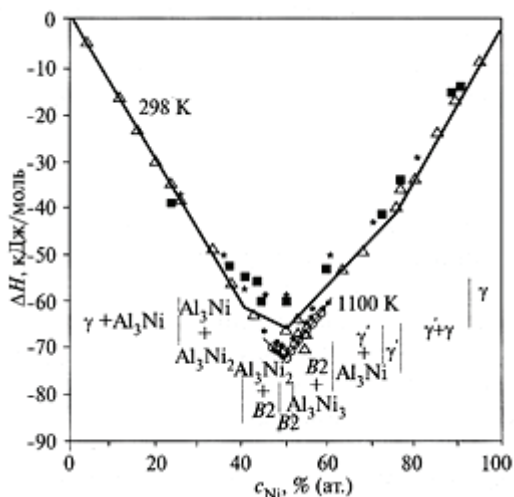


Рис. 3.6. Энтальпия образования сплавов системы Ni — Al. Экспериментальные значения: ■ и \* — при 298 К, O — при 548 К, ∇ и • — при 1100 К

Следующими важными термодинамическими характеристиками металлической фазы после внутренней энергии являются теплоемкость и коэффициент термического линейного расширения  $\alpha$ . Энтальпия фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  возрастает с температурой почти линейно в интервале 200 К – значения  $T_{\text{пл}}$ . Значение теплоемкости  $c_p$  составляет 0,025 кДж/моль. Это значение несколько меньше, чем значение теплоемкости чистого Ni. Данный факт свидетельствует о большей жесткости решетки в интерметаллиде, чем в чистом металле. Энтальпия как функция температуры для фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  приведена на рис. 3.7.

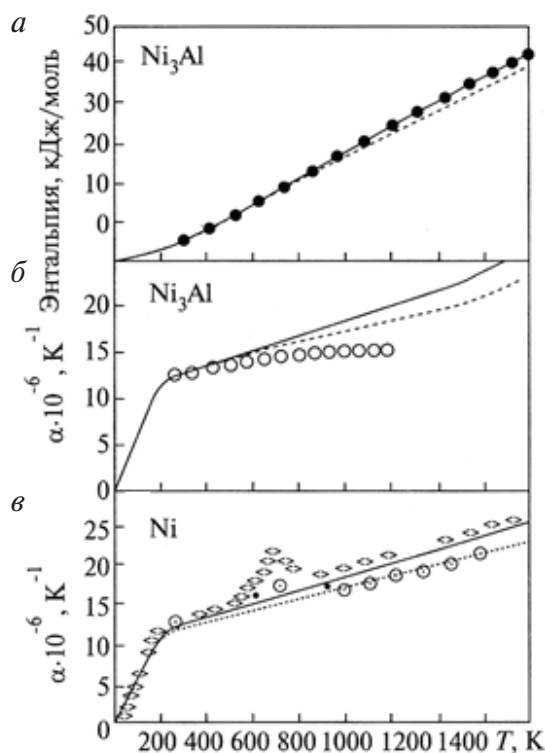


Рис. 3.7. Зависимость термодинамических характеристик энтальпии ( $a$ ) и коэффициента линейного термического расширения  $\alpha$  ( $b, v$ ) от температуры для  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и Ni. Сплошные и пунктирные линии — результаты теоретических расчетов;  $\bullet$ ,  $\circ$ ,  $\odot$ ,  $\diamond$  соответствуют обозначениям на рисунке

Сплавы ( $\gamma + \gamma'$ ) работают при высоких температурах, и для них важна температурная зависимость размерного несоответствия кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз. Чем меньше это несоответствие при высоких температурах, тем выше в общем случае живучесть жаропрочных

сплавов. Поэтому очень важной характеристикой фазы  $\text{Ni}_3\text{Al}$  является коэффициент термического линейного расширения (рис. 3.7, б). Если исключить интервал магнитного превращения в  $\text{Ni}$ , у которого линейный термический коэффициент расширения  $\text{Ni}$  заведомо высок, то экспериментальные данные свидетельствуют, что термическое расширение  $\gamma'$ -фазы происходит медленнее с ростом температуры, чем  $\gamma$ -фазы.

Основой современного суперсплава являются  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы.

$\gamma'$ -Фаза — это ГЦК-упорядоченный твердый раствор на основе  $\text{Ni}$  со сверхструктурой  $\text{L1}_2$  (тип  $\text{Cu}_3\text{Au}$ ). Количество ее колеблется в разных состояниях в пределах 0,69–0,83 общего объема материала. Морфологически  $\gamma'$ -фаза представляет собой квазикубоиды с довольно четкой огранкой.

$\gamma$ -Фаза — это ГЦК-неупорядоченный твердый раствор (кристаллическая решетка  $\text{Al}$ );  $\gamma$ -фаза имеет вид относительно тонких прослоек, разделяющих квазикубоиды  $\gamma'$ -фазы;  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазы имеют различный элементный состав.

Современные суперсплавы отличает большая объемная доля  $\gamma'$ -фазы. Как правило, частицы  $\gamma'$ -фазы реализуются в виде кубоидов, прослойки между которыми занимает  $\gamma$ -фаза — ГЦК-твердый раствор на основе никеля. По количеству алюминия в сплаве фазовое соотношение объемных долей  $\delta_{\gamma}/\delta_{\gamma'}$  должно быть 60/40. Если все легирующие элементы расположить на узлах, принадлежащих алюминию, то это соотношение будет 100/0. В действительности соотношение объемных долей этих фаз в суперсплавах находится в промежуточном интервале 83/17–58/42. Это нередко свидетельствует о наличии несовершенного дальнего атомного порядка в  $\gamma'$ -фазе.

В настоящее время в формировании суперсплавов используется большое количество элементов. Причины введения такого большого количества элементов различны. Многокомпонентный состав современных суперсплавов стабилизирует дальний атомный порядок и структуру суперсплава. Это связано с конкуренцией при диффузии различных элементов. Эта же конкуренция увеличивает энергию активации ползучести. Все элементы, которые могут находиться в суперсплавах, разбиты на 7 групп (табл. 3.1). Такая классификация соответствует различным ролям элементов в суперсплавах. К основообразующим элементам относятся  $\text{Ni}$ ,  $\text{Co}$ ,  $\text{Fe}$  и иногда  $\text{Mn}$ . Они даны в первой группе. К этим элементам мы отнесли также  $\text{Al}$  как ос-

новой элемент, обеспечивающий формирование двухфазной смеси ( $\gamma + \gamma'$ )-фаз. Принципиально Al может быть заменен на большинство элементов из группы 2 или 3. Чаще всего в такой роли используется Ti или Si. В последнее время встречаются попытки использовать Pt, хотя этот последний элемент резко увеличивает удельный вес сплава. Хорошим претендентом на будущее является Ge.

Таблица 3.1

Роль различных элементов в суперсплавах

Номер группы	Роль элемента	Элемент	Кристаллический тип упрочняющей фазы	Элементный состав основной упорядоченной фазы
1	Базовые образующие	Ni	L1 <sub>2</sub>	Ni <sub>3</sub> Al
		Al Co Fe Mn	L1 <sub>2</sub> L1 <sub>2</sub>	Ni <sub>3</sub> Al Ni <sub>3</sub> Fe Ni <sub>3</sub> Mn
2	Формирующие $\gamma'$ -фазу	Pt	L1 <sub>2</sub>	Pt <sub>3</sub> Al, Ni <sub>3</sub> Pt
		Si Ge Ga	L1 <sub>2</sub> L1 <sub>2</sub> L1 <sub>2</sub>	Ni <sub>3</sub> Si Ni <sub>3</sub> Ge Ni <sub>3</sub> Ga
3	Упрочняющие $\gamma'$ -фазу	Ti	D0 <sub>24</sub>	Ni <sub>3</sub> Ti
		Zr Nb Ta Hf Sn Sb	D0 <sub>19</sub> , D0 <sub>24</sub> D0 <sub>a</sub> D0 <sub>22</sub> , D0 <sub>a</sub> D0 <sub>24</sub> D0 <sub>19</sub> D0 <sub>a</sub>	Ni <sub>3</sub> Zr Ni <sub>3</sub> Nb Ni <sub>3</sub> Ta Ni <sub>3</sub> Hf Ni <sub>3</sub> Sn Ni <sub>3</sub> Sb
4	Упрочняющие $\gamma$ -фазу	Cr	Pt <sub>2</sub> Mo	Ni <sub>3</sub> Cr
		V Mo W	D0 <sub>22</sub> D1 <sub>a</sub> D1 <sub>a</sub>	Ni <sub>3</sub> V Ni <sub>3</sub> Mo Ni <sub>3</sub> W

Некоторая часть элементов из групп 2 и 3 уже активно используется при разработке суперсплавов. Они преимущественно располагаются в  $\gamma'$ -фазе, но могут образовывать и собственные упорядоченные фазы с Ni. В следующих двух столбцах указаны стехиометрия и формируемые ими с Ni типы сверхструктур.

Элементы третьей группы вводятся для организации дальнего атомного порядка и формирования  $\gamma'$ -фазы и других фаз. Как правило, они расположены преимущественно в  $\gamma'$ -фазе и занимают  $\gamma$ -узлы; Zr, Sn и Sb используются значительно реже для упрочнения  $\gamma'$ -фазы, чем остальные элементы.

Положительную температурную зависимость напряжения течения  $\gamma'$ -фазы особенно усиливают Nb, Ta, Hf и Ti. Обычно их вводят в количестве, не допускающем образование фаз со сверхструктурой  $D0_a$  и  $D0_{24}$ , так как последние фазы менее пластичны, чем  $L1_2$  ( $\gamma'$ -фаза).

Элементы четвертой группы табл. 3.1 вводятся в сплав для повышения энергии активации диффузии и тем самым для затруднения ползучести. Преимущественно они располагаются в  $\gamma$ -фазе и серьезно упрочняют ее.

Пятая группа элементов в табл. 3.1 отражает легирование тугоплавкими элементами, почти полностью локализованными в  $\gamma$ -фазе. Они стабилизируют структуру  $\gamma$ -фазы и затрудняют ползучесть. Кроме того, данные элементы формируют топологически плотноупакованные фазы и специальные алюминиды. Все эти фазы упрочняют суперсплав.

Выше уже отмечалось, что основной фазой суперсплава является упорядоченная  $\gamma'$ -фаза, обладающая различными вариантами квазикубоидной формы. Квазикубоиды  $\gamma'$ -фазы разделены прослойками  $\gamma$ -фазы. Размеры и форма  $\gamma'$ -квазикубоидов, а также толщина  $\gamma$ -прослоек зависят от состава сплава и режима его термической обработки.

### 3.2. Структура и ликвационная неоднородность монокристаллических сплавов

---

Практически все монокристаллы жаропрочных сплавов имеют дендритную структуру. Собственно говоря, монокристалл жаропрочного сплава с дендритно-ячеистой структурой формируется ветвями различных порядков (обычно, 1-й — 3-й) одного дендрита, зародившегося от центра кристаллизации или затравки.

Ветви дендритов всегда растут вдоль кристаллографических направлений [001], при этом наиболее развитые оси 1-го порядка формируются вдоль того из направлений [001], которое образует мини-



мальный угол с вектором температурного градиента на фронте роста. Вдоль прочих направлений  $[001]$  растут менее развитые дендритные ветви 2-го и 3-го порядков. Так как этот угол при строго аксиальном теплоотводе зависит от ориентации растущего кристалла, то появляется зависимость морфологии дендритных ветвей и соответственно ростовой структуры монокристаллов от кристаллографической ориентации относительно направления роста.

Общим для монокристаллических ЖНС является многокомпонентное легирование и гетерофазная структура, которая состоит из высокодисперсных кристаллитов  $\gamma'$ -фазы (формирующейся на основе интерметаллического соединения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  — упорядоченная ГЦК-структура типа  $\text{L1}_2$ ), которые образуют псевдопериодическую трехмерную макрорешетку в матрице из  $\gamma$ -раствора легирующих элементов в никеле (неупорядоченная ГЦК-структура). После термической обработки объемная доля  $\gamma'$ -фазы в структуре сплавов достигает 60–70 %, частицы  $\gamma'$ -фазы размером 0,3–0,5 мкм имеют кубоидную форму и разделены прослойками  $\gamma$ -раствора толщиной —0,05 мкм.

Дисперсионное уточнение частицами  $\gamma'$ -фазы обеспечивает длительное сохранение высокой температурной способности ЖНС в интервале температур вплоть до 1150 °С и достигается путем торможения скользящих дислокаций в  $\gamma$ -матрице высокодисперсными частицами  $\gamma'$ -фазы. Следовательно, важнейшую роль в сопротивлении высокотемпературной ползучести ЖНС играют, наряду с объемной долей и размерами частиц  $\gamma'$ -фазы, физико-химическими и механическими свойствами  $\gamma'$  и  $\gamma'$ -фаз, такие параметры гетерофазной  $\gamma/\gamma'$ -структуры, как температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -растворе и размерное несоответствие периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз (мисфит). Мисфит оценивается по параметру  $\Delta a/a = (a_{\gamma'} - a_{\gamma})/a$ , где  $a_{\gamma'}$  и  $a_{\gamma}$  — периоды кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, и характеризует состояние межфазных поверхностей раздела  $\gamma/\gamma'$ . Периоды кристаллических решеток зависят от температуры их определения и химического состава фаз  $\gamma$  и  $\gamma'$ .

Типичные значения температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы большинства монокристаллических ЖНС лежат в интервале 1270–1350 °С, значения мисфита при 20 °С составляют 0,1–0,2 % при  $a_{\gamma'} > a_{\gamma}$ .

Многокомпонентные диаграммы состояния позволяют предсказывать фазовые равновесия и возможные изменения количества и состава этих фаз в зависимости от температуры. На рис. 3.8 представлена иде-

ализированная схема политермического сечения многокомпонентной диаграммы состояния жаропрочного сплава в координатах температура  $T$  — сумма концентрации  $\gamma'$ -образующих элементов.

Рассмотрим фазовые превращения в сплаве I при повышении температуры.

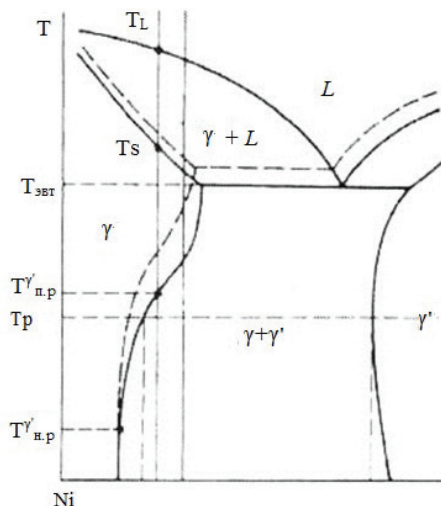


Рис. 3.8. Схематическое изображение участка псевдобинарной диаграммы Ni —  $\Sigma$ Al, Ti, Ta, Hf, Nb

В интервале температур от комнатной до  $T'_{н.р}$  растворимость  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе отсутствует и ее объемная доля остается постоянной и равной исходной. При дальнейшем повышении температуры начинается процесс растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе, который заканчивается при температуре  $T'_{п.р}$ . В интервале температур  $T_s$ — $T'_{п.р}$  сплав имеет однофазную структуру  $\gamma$ -твердого раствора. При температуре  $T_s$  начинается плавление сплава, а при  $T_L$  он полностью переходит в жидкое состояние. Температуры  $T'_{п.р}$ ,  $T'_{н.р}$ ,  $T_s$  и  $T_L$  являются характеристическими точками сплава и называются соответственно температурой начала растворения  $\gamma'$ -фазы, температурой ее полного растворения (солвус), температурой плавления (солидус) и температурой ликвидус. Разность температур  $\Delta T = T_L - T_s$  называется интервалом кристаллизации сплава. На диаграмме имеется еще одна характеристическая точка — температура эвтектической реакции  $T_{эвт}$ .

Указанные точки на диаграммах состояния непосредственно характеризуют стабильность жаропрочных сплавов. В частности, кривая температурной зависимости растворимости частиц упрочняющей

$\gamma'$ -фазы, а также положение на ней точек  $T'_{п.р}$ ,  $T'_{н.р}$  позволяют судить о фазовой стабильности. Очевидно, из двух сплавов — I и II — последний будет предпочтительней, так как температура солвус у него выше, чем у сплава I. Это означает, что при рабочей температуре  $T$  объемная доля  $\gamma'$ -фазы в сплаве II будет выше по правилу рычага, и, следовательно, он будет более жаропрочным по сравнению со сплавом I. Повышение жаропрочности в этом случае достигается путем увеличения концентрации всех  $\gamma'$ -образующих элементов. Есть и другой путь повышения жаропрочности: сохранив сумму легирующих элементов постоянной, найти такое оптимальное соотношение между ними, чтобы температуры  $T'_{п.р}$  и  $T_s$  были выше (см. пунктирные линии на рис. 3.8). Между жаропрочностью и температурой полного растворения  $\gamma'$ -фазы  $T'_{п.р}$  существует жесткая корреляция (рис. 3.9).

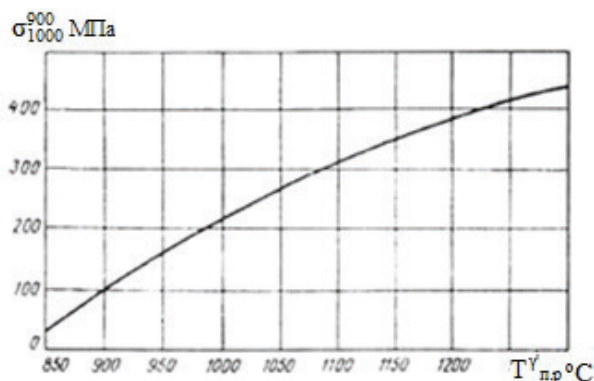


Рис. 3.9. Зависимость жаропрочности от температуры полного растворения  $\gamma'$ -фазы ( $T'_{п.р}$ ) в жаропрочных никелевых сплавах

Рассмотренные фазовые превращения происходят в соответствии с равновесной диаграммой состояния, построенной при бесконечно медленных скоростях охлаждения или нагрева. На практике это условие никогда не выполняется и реальные жаропрочные сплавы являются неравновесными системами, в структуре которых присутствуют фазы, не соответствующие диаграммам состояния. Например, в структуре литого сплава I может присутствовать неравновесная эвтектика ( $\gamma + \gamma'$ ), которая при последующей термической обработке полностью или частично растворяется.

На рис. 3.10 показана структура сплава ЖС36-ВИ в литом состоянии. В поперечном сечении на металлографических шлифах наблю-

дается картина равноосных и достаточно однородных по диаметру дендритных ячеек, в центральной части которых отчетливо проявляется мальтийский крест (рис. 3.10, *а*), с наиболее дисперсной ( $\gamma + \gamma'$ )-структурой.

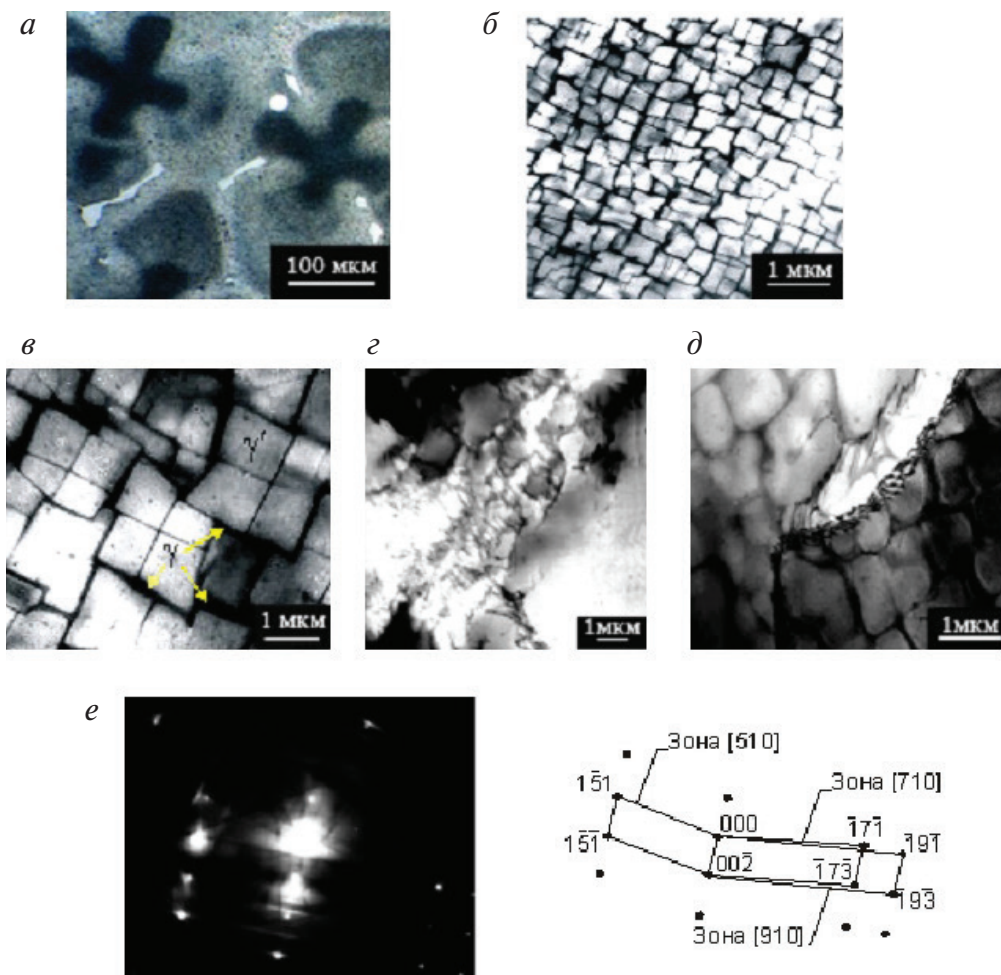


Рис. 3.10. Структура сплава ЖС36-ВИ [001] после кристаллизации:

*а* — микроструктура сплава ЖС36-ВИ в поперечном сечении; *б*, *в*, *з*, *д* —  $(\gamma + \gamma')$ -структура: *б* — центр дендрита, *в* — периферия дендрита, *з* — межзональное пространство, *д* — граница ячеек; *е* — микродифракция с участка *д* и схема ее расшифровки

В пределах внешнего контура дендритной ячейки располагаются крупные выделения неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ). При исследовании тонкой структуры сплава ЖС36-ВИ после кристаллизации была

получена информация о том, что  $\gamma'$ -фаза имеет разную морфологию в осях дендритов и в межосном пространстве. С удалением от центральной (осевой) линии дисперсная ( $\gamma + \gamma'$ )-структура (рис. 3.10, б) сменяется крупной ( $\gamma + \gamma'$ )-структурой (рис. 3.10, в). В междуосном пространстве обнаружены крупные глобулы эвтектических ( $\gamma + \gamma'$ )-выделений (рис. 3.10, г) и субграницы с малой разориентировкой (менее  $3^\circ$ ), что подтверждается полученной микродифракционной картиной (рис. 3.10, д, е). Каких-либо посторонних фаз не выявлено. Размерная и морфологическая неоднородность частиц  $\gamma'$ -фазы, наличие эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ) являются следствием дендритной ликвации в процессе кристаллизации монокристаллического сплава ЖС36-ВИ.

### 3.3. Термическая обработка монокристаллических никелевых сплавов

---

Для обеспечения оптимальных механических свойств монокристаллы жаропрочных сплавов подвергаются термической обработке, на первой ступени которой происходит гомогенизация выше температуры солвус (в однофазной области  $\gamma$ -твердого раствора), а на двух других — старение при 1000–1050 и 870–900 °С. При высокотемпературной гомогенизации (1300–1320 °С) происходит следующее:

- растворение упрочняющих частиц  $\gamma'$ -фазы во время нагрева до температуры гомогенизации;
- полное и частичное растворение грубых выделений неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ) при температуре гомогенизации;
- уменьшение ликвационной неоднородности, то есть выравнивание химических составов осей дендритов и междуосных пространств.

Иногда применяют ступенчатый нагрев до температуры гомогенизации, чтобы более полно растворить эвтектику ( $\gamma + \gamma'$ ) без риска оплавления междуосных пространств. Как правило, время выдержки при температуре гомогенизации составляет 4–6 ч. За это время дендритная ликвация в основном выравнивается, хотя в сложнолегированных сплавах полного выравнивания химических составов осей и междуосных участков достигнуть не удастся. Следует отметить, что время

гомогенизации, а следовательно, и полнота выравнивания химической неоднородности в первую очередь зависят от состава сплава и размера дендритной ячейки, которая определяется скоростью кристаллизации монокристаллов.

По мере увеличения времени гомогенизации дендритная неоднородность выравнивается, и через 6 ч отжига химический состав осей и межосных пространств становится практически одинаковым для монокристаллов, полученных со скоростью кристаллизации 20 мм/мин. Об этом свидетельствует тот факт, что коэффициенты ликвации становятся равными 1. Что касается монокристаллов, закристаллизованных со скоростью 1 мм/мин, то полностью выровнять ликвацию тяжелых элементов (рений и вольфрама) за 6 ч отжига не удастся, хотя в литом состоянии абсолютные значения этих коэффициентов меньше, чем в первом случае. Такое поведение объясняется неодинаковым размером дендритной ячейки: чем выше скорость кристаллизации, тем меньше междендритное расстояние.

Кроме выравнивания химического состава по сечению дендритной ячейки, в процессе гомогенизации происходит растворение неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ), которая всегда присутствует в структуре монокристаллов после литья. Грубые включения эвтектической фазы снижают длительную прочность, и поэтому ее присутствие нежелательно. Не всегда удастся полностью растворить эвтектическую фазу в процессе гомогенизации, допускается ее остаточное содержание в количестве 0,1–0,4 %. При растворении эвтектики в местах ее расположения остаются микропоры.

Скорость охлаждения от температуры гомогенизации является критическим параметром первой ступени термообработки монокристаллов жаропрочных сплавов. Обычно применяют высокие скорости охлаждения (больше 100 °С/мин), поэтому охлаждение производят на воздухе или в потоке инертного газа (обычно аргона). Однако во избежание коробления и растрескивания монокристаллические лопатки со сложной геометрией внутренней тонкостенной полости нельзя охлаждать со скоростями более 200–250 °С/мин.

После охлаждения на воздухе с высокими скоростями частицы  $\gamma'$ -фазы имеют средний размер 0,15–0,20 мкм и сфероидную морфологию, а после гомогенизации монокристаллов в вакуумных печах частицы  $\gamma'$ -фазы имеют форму субкубов. Если гомогенизация прошла достаточно полно, то размер  $\gamma'$ -частиц и их морфология в осях и ме-



жосных пространствах идентичны, так как они выделяются из твердого раствора одинаковым составом.

Известно, что оптимальная длительная прочность в жаропрочных сплавах достигается при определенных размерах частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы,  $d = 0,35 \dots 0,40$  мкм. Помимо оптимального размера частиц, важны также их однородность по размеру, правильная кубическая морфология и упорядоченное расположение в объеме твердого раствора. Цель высокотемпературного старения состоит в том, чтобы выполнить эти требования. Следует отметить, что в монокристаллах, закаленных с высокими скоростями на воздухе, указанные требования удовлетворяются наилучшим образом.

Как правило, температура первого старения составляет 1000–1050 °С, то есть приблизительно равна рабочей температуре лопаток, а время старения варьируется в пределах 10–24 ч.

В результате высокотемпературного старения примерно 10–12 % частиц  $\gamma'$ -фазы растворяются, а оставшиеся приобретают кубовидную форму, увеличиваются в размере до 0,35–0,45 мкм и образуют псевдорегулярную структуру кубической макрорешетки. В процессе охлаждения на воздухе от температуры первого старения из пересыщенного твердого раствора в соответствии с кривой растворимости выделяются ультрамелкие частицы  $\gamma'$ -фазы. Таким образом, после первого старения структура монокристаллов жаропрочных сплавов имеет бимодальное распределение по размерам: крупные частицы  $\gamma'$ -фазы кубовидной морфологии размером 0,35–0,40 мкм с псевдорегулярным пространственным расположением в виде кубической решетки, а в промежутках  $\gamma$ -твердого раствора — ультрамелкие выделения  $\gamma'$ -фазы.

Низкотемпературное старение проводится в области температур начала растворения  $\gamma'$ -фазы (870–900 °С в течение 30–48 ч). При этом ультрамелкие частицы растворяются, а при последующем охлаждении происходит выделение «строительного материала» на крупных частицах, в результате чего габитусные поверхности частиц становятся более гладкими и приобретают строгую кубическую морфологию. Средний размер  $\gamma'$ -частиц после низкотемпературного старения не изменяется. Следует отметить, что после указанных стадий термической обработки сохраняется когерентная связь между частицами  $\gamma'$ -фазы и твердым раствором, то есть эпитаксиальные дислокации на поверхностях раздела наблюдаются.

Основная цель термической обработки монокристаллов жаропрочных сплавов состоит в создании равномерно упорядоченной структуры кубических частиц  $\gamma'$ -фазы оптимальным размером 0,45 мкм. Такая исходная структура оказывает максимальное сопротивление ползучести при высоких температурах, в процессе которой происходит коагуляция частиц  $\gamma'$ -фазы в пластины (так называемая рафт-структура), ориентированные перпендикулярно оси приложенного напряжения.

Оптимальный размер частиц  $\gamma'$ -фазы зависит от величины  $\delta$  — несоответствия периодов кристаллических решеток фаз. Зависимость долговечности жаропрочных сплавов от исходного размера частиц  $\gamma'$ -фазы описывается кривыми с максимумом, положение которого определяется величиной  $\delta$  (рис. 3.11). Большинство жаропрочных сплавов имеет отрицательное значение  $\delta$ , а абсолютная величина колеблется в пределах  $0,1 < |\delta| < 0,5 \%$ . Для таких сплавов максимальная долговечность соответствует размеру частиц 0,45 мкм. Для сплавов с  $|\delta| > 0,5 \%$  этот максимум смещается в сторону меньших размеров частиц  $\gamma'$ -фазы (0,15 мкм) и имеет более острую форму. Долговечность сплавов с  $|\delta| < 0,1 \%$  слабо зависит от исходного размера частиц  $\gamma'$ -фаз.

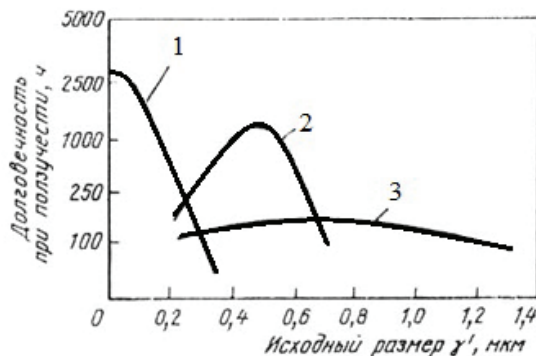


Рис. 3.11. Зависимость долговечности жаропрочных сплавов от исходного размера частиц  $\gamma'$ -фазы при различных значениях несоответствия периодов кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз:

1 —  $|\delta| > 0,5 \%$ ; 2 —  $0,1 \% < |\delta| < 0,5 \%$ ; 3 —  $|\delta| < 0,1 \%$

После проведения стандартной термообработки для ЖНС типична структура, представленная на рис. 3.12 и 3.13. Видно, что в результате такой обработки получена однородная дисперсная ( $\gamma + \gamma'$ )-структура с высокой объемной долей упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (70–75 %) размером 0,3–0,4 мкм. В междоусных участках размер  $\gamma'$ -фазы несколь-



ко крупнее, а отдельные частицы достигают размеров порядка 1 мкм. Частицы  $\gamma'$ -фазы имеют характерную кубовидную форму. Электронографический и микродифракционный анализ показывают, что частицы  $\gamma'$ -фазы в сплавах выстроены в направлениях типа  $[100]_{\gamma}$  монокристалла.

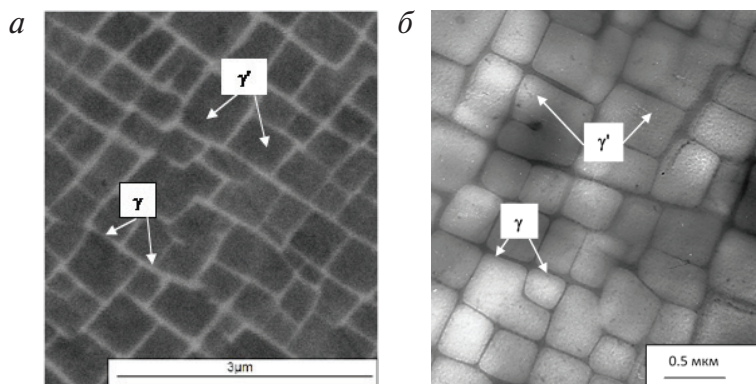


Рис. 3.12. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ после полной термообработки:  
а — РЭМ; б — ПЭМ

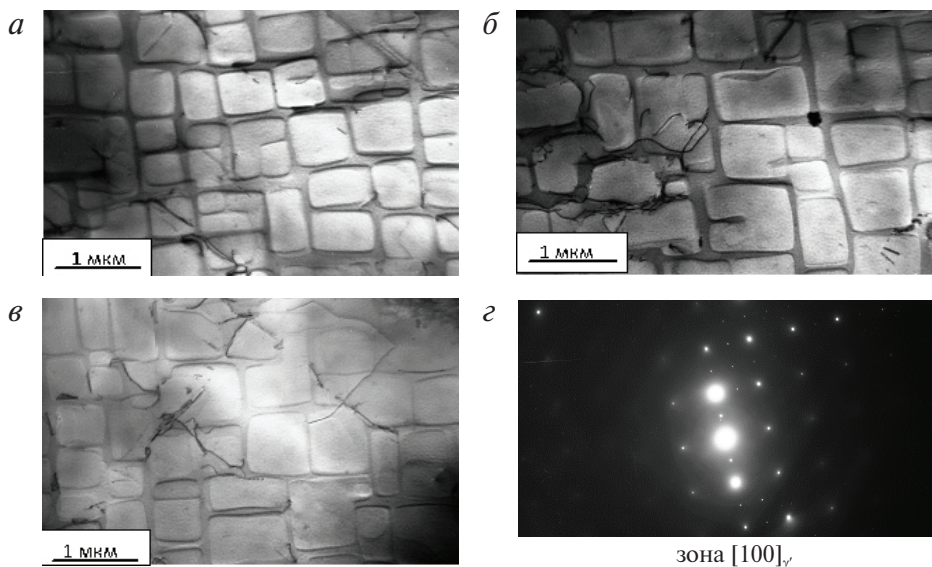


Рис. 3.13. Тонкая структура сплава ВЖМ5-ВИ после полной термообработки (ПЭМ):  
а, б, в — структура ( $\gamma + \gamma'$ ); г — микродифракция с участка в

Для сплава ЖС32-ВИ после термовакuumной обработки (ТВО) характерна следующая структура:

- однородная по размеру и форме частиц  $\gamma'$ -фазы ( $\gamma + \gamma'$ )-структурная составляющая в дендритной ячейке, форма  $\gamma'$ -частицы близка к кубовидной с ребром куба около 0,5 мкм;
- вдоль границ дендритных ячеек располагается ( $\gamma + \gamma'$ )-структурная составляющая с типичным размером  $\gamma'$ -частиц порядка 2 мкм;
- в межосных пространствах присутствуют кристаллы неравновесной эвтектической ( $\gamma + \gamma'$ )-фазы, размеры которых изменяются в широких пределах;
- в межосных пространствах присутствуют эвтектические выделения первичных карбидов (Ta, Nb)C (рис. 3.14).

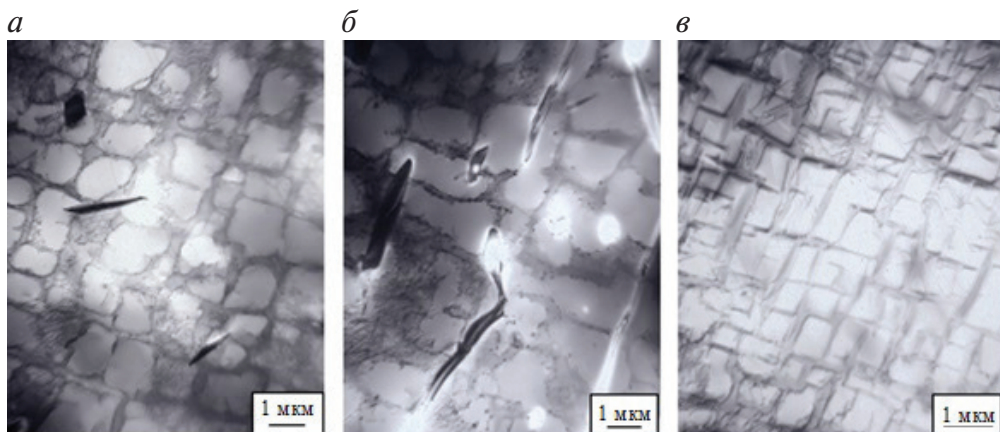


Рис. 3.14. Тонкая структура сплава ЖС32-ВИ после ТВО:

*а* — граница дендритной ячейки; *б* — междуосной; *в* — ось дендрита

Для высоколегированных сплавов при кристаллизации с невысоким термическим градиентом в зоне кристаллизации характерна повышенная ликвация легирующих элементов. После проведения полной термообработки не происходит полного устранения ликвационной неоднородности сплавов ЖС32-ВИ, ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ: оси дендритной ячейки значительно обогащены W, Re, Mo, Cr по сравнению с междуосным пространством (табл. 3.2).

Таблица 3.2

**Содержание элементов в различных точках дендритной ячейки сплава ЖС36-ВИ**

Место анализа	Содержание элементов, мас. %					
	Al	W	Re	Cr	Co	Ti
Содержание в осях дендритной ячейки $c_{o,д}$	6,14	12,48	2,49	3,51	8,81	0,55
Содержание в междоосном пространстве, $c_{м.п}$	8,43	6,80	0,44	1,51	7,06	1,00
Коэффициент ликвации элемента, $K_L = c_{o,д}/c_{м.п}$	0,77	1,78	2,33	2,05	1,30	0,54
Содержание в крупных глобулах эвтектических образований, $c_{эвт.обр}$	8,03	7,56	0,46	1,48	7,27	1,10
Коэффициент распределения, $K_p = c_{o,д}/c_{эвт.обр}$	0,81	1,56	5,41	2,05	1,26	0,50

Видно, что при коэффициенте ликвации  $K_L > 1$  легирующие элементы сплавов W, Re, Cr, Co концентрируются в осях дендритов, а при  $K_L < 1$  легирующие элементы Al, Ti, Ta, Nb — в междоосном пространстве и глобулах неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ). Из сравнения коэффициентов  $K_L$  и  $K_p$  (табл. 3.2) следует, что для таких элементов, как Al, Cr, Co, Ti, W, эти величины приблизительно равны и только для Re имеется существенное различие. При формировании неравновесной ( $\gamma + \gamma'$ )-эвтектики  $\gamma$ -твердый раствор в ее составе обеднен рением по сравнению с осями дендритов, а  $\gamma'$ -фаза обогащена танталом. Результаты экспериментальных исследований фазового и химического состава сплавов ЖС32-ВИ и ЖС36-ВИ приведены в табл. 3.3.

Таблица 3.3

**Фазовый и химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов**

Сплав	Фаза	Количество фазы, мас. %	Химический состав фаз, мас. %									
			Ni	Co	Cr	Al	Ti	Nb	Ta	Mo	W	Re
ЖС36-ВИ	$\gamma'$	68,6	66,7	6,9	2,0	8,0	1,8	1,4	—	1,0	12,0	0,45
	$\gamma$	31,4	60,8	13,8	7,3	1,0	0,1	0,4	—	1,1	10,4	5,1
ЖС32-ВИ	$\gamma'$	61,2	68,1	7,1	2,1	7,8	—	1,2	3,7	0,6	8,6	0,8
	$\gamma$	37,4	50,5	14,3	9,8	2,6	—	0,9	2,0	1,6	8,9	9,4

Полученные данные показывают, что рений в основном входит в состав  $\gamma$ -твердого раствора. Он имеет самый низкий коэффициент распределения, что определяется его незначительной растворимостью (порядка 1 ат. %) в  $\gamma'$ -фазе  $Ni_3Al$  и свидетельствует о высокой эффек-

тивности рения как основного упрочнителя твердого раствора ЖНС. Вольфрам равномерно распределяется между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами, а тантал преимущественно легирует  $\gamma'$ -фазу.

Таким образом, существующий режим термообработки после отливки монокристаллических сплава ЖНС не приводит к полному устранению ликвационной неоднородности сплавов. Для реальных лопаток ТВД не требуется полного устранения дендритной ликвации, так как при гомогенизации больше 4 ч сопротивление сплава ползучести повышается очень незначительно. Длительная выдержка при высокой температуре гомогенизации вызывает увеличение объемной доли и среднего размера микропор в ЖНС.

На специальных образцах были исследованы калориметрические эффекты (ДСК) при нагреве и охлаждении со скоростью 20 °С/мин в термоанализаторе (рис. 3.15). Кривые ДСК показывают экзо- и эндотермические пики реакций в образце при нагреве и охлаждении. По кривым ДСК и производной  $d\text{ДСК}$  были определены температуры фазовых переходов в сплаве: начальная, пиковая и конечная (табл. 3.4).

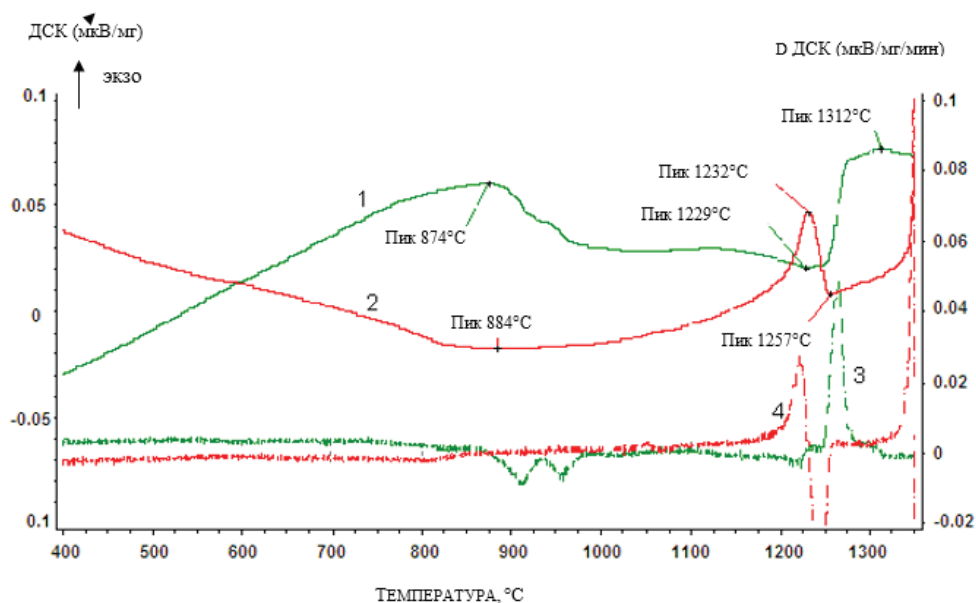


Рис. 3.15. ДСК (1, 2) и производная  $d\text{ДСК}$  (3, 4) при нагреве (1, 3) и охлаждении (2, 4) сплава ЖС36-ВИ

Таблица 3.4

**Температуры фазовых переходов в  $(\gamma + \gamma')$ -структуре сплавов  
при их нагреве и охлаждении, °C**

Стадия фазового перехода		Значения температуры, °C		
		ЖС32-ВИ	ЖС36-ВИ	ВЖМ5-ВИ
Нагрев	Начало растворения $\gamma'$ -фазы	874	874	900
	Максимальная скорость растворения $\gamma'$ -фазы	1275	1260	1272
	Полное растворение $\gamma'$ -фазы	1300	1310	1310
Охлаждение	Начало выделения $\gamma'$ -фазы	1262	1257	1259
	Максимальное выделение $\gamma'$ -фазы	1238	1225	1228

Пик ДСК при 874 °C в процессе нагрева соответствует начальным процессам растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе, а в интервале до 1000 °C происходит растворение  $\gamma'$ -частиц, имеющих бимодальное распределение по размеру. При  $T = 1245$  °C  $\gamma'$ -фаза начинает интенсивно растворяться, достигая максимальной скорости при 1260 °C, при  $T = 1312$  °C происходит полное растворение  $\gamma'$ -фазы и остатков неравновесной эвтектики  $(\gamma + \gamma')$ , а сплав ЖС36-ВИ переходит в однофазное состояние  $\gamma$ -твердого раствора.

При охлаждении образца в температурном интервале 1257–1200 °C на кривой ДСК наблюдается интенсивная экзотермическая реакция (выделение энергии), которая свидетельствует о начале распада  $\gamma$ -твердого раствора с образованием частиц  $\gamma'$ -фазы. Начало выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует 1257 °C, максимальная скорость выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует 1225 °C, а переход сплава ЖС36-ВИ в двухфазное  $(\gamma + \gamma')$  состояние заканчивается при 1000 °C.

Результаты измерения ДСК показывают, что темп растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЖС36-ВИ в интервале температур 950–1200 °C очень низкий, что очень важно для оценки температурно-напряженного состояния лопаток ТВД современных ГТД.

Исследование калориметрических эффектов (ДСК) при нагреве и охлаждении сплава ЖС32-ВИ показало, что температура начальных процессов растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе составляет 814 °C (рис. 3.16). В интервале температур 800–900 °C происходит растворение мелких частиц  $\gamma'$ -фазы, и до 1038 °C ее количество в сплаве практически не изменяется. При дальнейшем повышении температуры на-

чинается процесс растворения  $\gamma'$ -фазы, а при 1225 °С частицы  $\gamma'$ -фазы начинают интенсивно растворяться, достигая максимальной скорости при 1275 °С, а при 1300 °С происходит полное растворение  $\gamma'$ -частиц  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе.

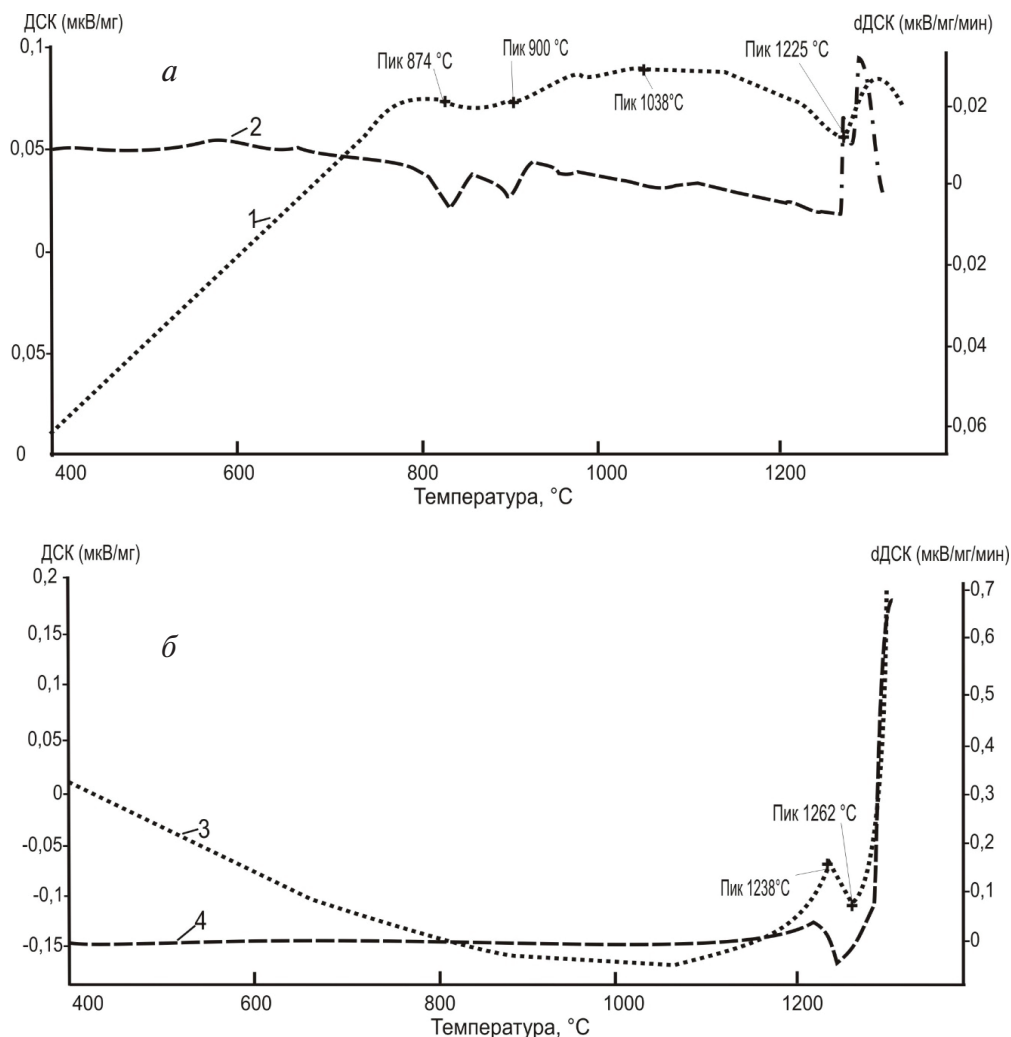


Рис. 3.16. ДСК (1, 3) и производная  $dDSC$  (2, 4) при нагреве (а) и охлаждении (б) сплава ЖС32-ВИ

При охлаждении образца в температурном интервале 1262–1210 °С на кривой ДСК наблюдается экзотермическая реакция, которая свидетельствует о начале распада  $\gamma$ -твердого раствора с образованием ча-



стиц  $\gamma'$ -фазы. Начало выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует  $1262^\circ\text{C}$ , максимальная скорость —  $1238^\circ\text{C}$ , а переход сплава в  $(\gamma + \gamma')$ -состояние заканчивается при  $1080^\circ\text{C}$ .

Результаты измерения ДСК непосредственно позволили определить температурный интервал стабильности структуры  $(\gamma + \gamma')$ -сплава ЖС32-ВИ порядка  $1000\text{--}1200^\circ\text{C}$ .

При нагреве сплава ВЖМ5-ВИ после полной термообработки  $\gamma'$ -фаза начинает интенсивно растворяться при  $T = 1257^\circ\text{C}$  и при  $T = 1309^\circ\text{C}$  сплав переходит в состояние  $\gamma$ -твердого раствора (рис. 3.17). При охлаждении закаленного образца начало выделения  $\gamma'$ -фазы из твердого раствора соответствует  $1259^\circ\text{C}$ , максимальная скорость выделения —  $1228^\circ\text{C}$ , а переход сплава в  $(\gamma + \gamma')$ -состояние заканчивается при  $1000^\circ\text{C}$ .

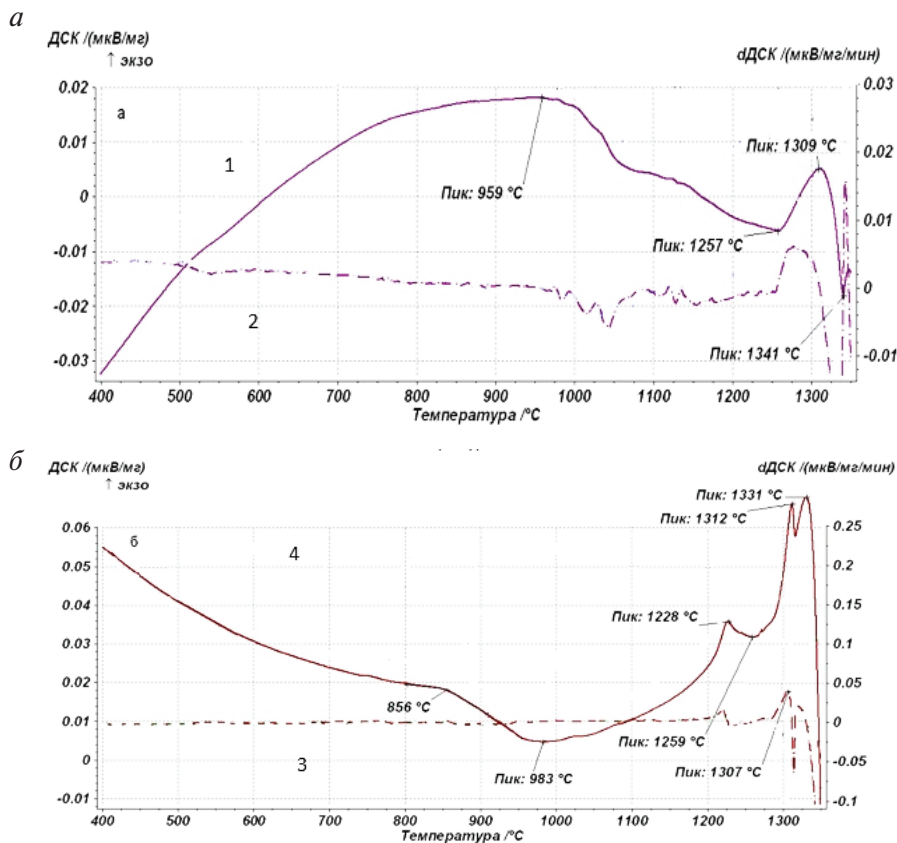


Рис. 3.17. ДСК (1), (3) и производная  $d\text{ДСК}$  (2), (4) при нагреве (а) и охлаждении (б) из сплава ВЖМ5-ВИ

Следует отметить, что при увеличении концентрации Та в сплаве ВЖМ5-ВИ происходит смещение температур начала и конца растворения  $\gamma'$ -фазы в область более высоких температур, что значительно повышает стабильность  $\gamma'$ -фазы и, следовательно, длительную прочность сплава.

По кривым ДСК и их производных  $d$ ДСК были определены температуры фазовых переходов в сплавах: начальная, пиковая и конечная (см. табл. 3.4).

Изменение структуры сплавов после нагревов до различных температур должно соответствовать определенным по ДСК температурным интервалам фазовых переходов в сплавах.



## Глава 4.

# Анизотропия физических и механических свойств монокристаллов и никелевых жаропрочных сплавов

---

**Н**аряду с изотропными материалами, которые являются основным предметом исследования теории упругости, теории пластичности и сопротивления материалов, имеют место анизотропные материалы, свойства которых зависят от направлений, в которых они измеряются.

Кристаллографическая анизотропия обусловлена кристаллическим строением металлов, что приводит к различию свойств, определяемых при разных углах между кристаллографическими плоскостями монокристаллов и направлением действия нагрузки.

Наиболее ярко анизотропия выражена в монокристаллах, к числу которых можно отнести никелевые жаропрочные сплавы с монокристаллической макроструктурой. Анизотропия свойственна как характеристикам упругости (модули первого и второго рода, коэффициент Пуассона), так и механическим характеристикам (условный предел текучести, временное сопротивление, длительная прочность, сопротивление усталости, циклическая трещиностойкость).

### 4.1. Физические свойства кристаллов кубической системы

---

Под действием внешних нагрузок в лопатках возникают напряжения, величина которых согласно закону Гука пропорциональна деформации  $\varepsilon$

$$\sigma = c\varepsilon = \frac{E}{S},$$

где  $c$  — константа упругой жесткости (модуль упругости или модуль Юнга), МПа;  $S$  — константа упругой податливости материала, МПа<sup>-1</sup>.

По причине различия кристаллических решеток, а следовательно, и осей симметрии кристаллов форма записи матриц  $[S]$  и  $[c]$  зависит от типа кристаллической решетки и класса симметрии. Никель и его сплавы имеют ГЦК-решетку и класс симметрии  $m\bar{3}m$ .

В кристаллах кубической системы всех классов симметрии упругие податливости связаны с модулем упругости в направлении единичного вектора  $\vec{z} = \{l_z, m_z, n_z\}$  соотношением

$$E_z = \frac{1}{S_{11} - 2\left(S_{11} - S_{12} - \frac{1}{2}S_{44}\right)(l_z^2 m_z^2 + m_z^2 n_z^2 + n_z^2 l_z^2)}.$$

Необходимо отметить, что величина модуля Юнга зависит от направления единичного вектора  $\vec{z}$ , а именно: от соотношения направляющих косинусов. В направлениях осей куба  $\langle 001 \rangle$  сумма  $(l_z^2 m_z^2 + m_z^2 n_z^2 + n_z^2 l_z^2)$  равна нулю, а в направлениях  $\langle 111 \rangle$  равна  $1/3$ . Поскольку величина  $(S_{11} - S_{22} - 1/2 S_{44})$  положительна для никеля и его сплавов, то значение модуля Юнга будет максимальным в направлении  $\langle 111 \rangle$  и минимальным в направлении  $\langle 001 \rangle$ . При этом характеристическая поверхность, радиус-векторы которой пропорциональны модулю Юнга, будет иметь форму куба со скругленными углами и впадинами в центрах граней (рис. 4.1).

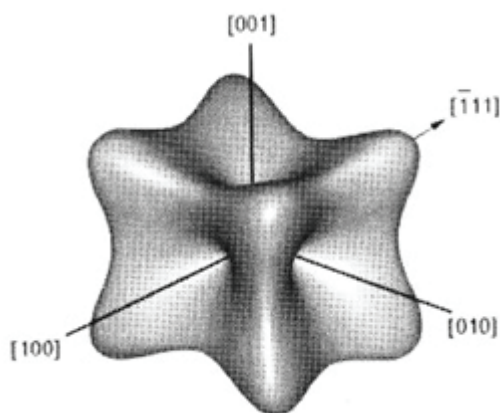


Рис. 4.1. Характеристическая поверхность модуля Юнга кристаллов кубической системы

Константы упругой податливости зависят от химического, фазового состава сплава и температуры испытаний. Для монокристаллов чистого никеля коэффициенты упругой податливости при температуре 20 °С составляют:  $S_{11} = (7,3...7,99) \cdot 10^{-6} \text{ МПа}^{-1}$ ;  $S_{22} = (-3,12...-2,7) \cdot 10^{-6} \text{ МПа}^{-1}$  и  $S_{44} = (8,0...8,44) \cdot 10^{-6} \text{ МПа}^{-1}$ . В связи с тем что рабочие лопатки турбины работают в условиях частых теплосмен, особый интерес представляет возможность прогнозирования не только ориентационной, но и температурной зависимости модуля нормальной упругости  $E$ . Для этого представляют упругие податливости в виде полиномиальной функции абсолютной температуры  $T$ . Ниже приведены уравнения, описывающие податливости монокристаллов никелевого жаропрочного сплава ЖС6 Ф,  $\text{МПа}^{-1}$ :

$$S_{11} = 0.7167 \cdot 10^{-5} - 0.2486 \cdot 10^{-9} T + 2.2848 \cdot 10^{-12} T^2;$$

$$S_{22} = -0.2742 \cdot 10^{-5} - 0.1766 \cdot 10^{-9} T - 0.9999 \cdot 10^{-12} T^2;$$

$$S_{44} = 0.7709 \cdot 10^{-5} - 0.5500 \cdot 10^{-9} T + 1.5106 \cdot 10^{-12} T^2.$$

Зная константы упругой податливости кристалла, можно рассчитать не только модуль Юнга, но и модуль сдвига  $G$ , и коэффициент Пуассона.

Модуль сдвига для кристаллов с кубической кристаллической решеткой максимален в направлениях граней куба  $\langle 001 \rangle$  и минимален в направлениях диагоналей  $\langle 111 \rangle$ . Характеристическую поверхность модулей сдвига можно представить в виде куба с вдавленными вершинами (рис. 4.2).

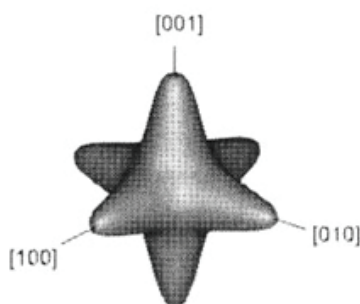


Рис. 4.2. Характеристическая поверхность анизотропии модуля сдвига

Как следует из данных рис. 4.3, характер азимутальной анизотропии коэффициента Пуассона определяется аксиальной кристаллографической ориентировкой геометрической оси  $Z$ . По мере удаления оси  $Z$  от кристаллографических направлений  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$ , азиму-

тальная анизотропия  $\nu_{xz}$  возрастает и достигает предельного значения при совпадении оси  $Z$  с кристаллографическим направлением  $\langle 011 \rangle$ .

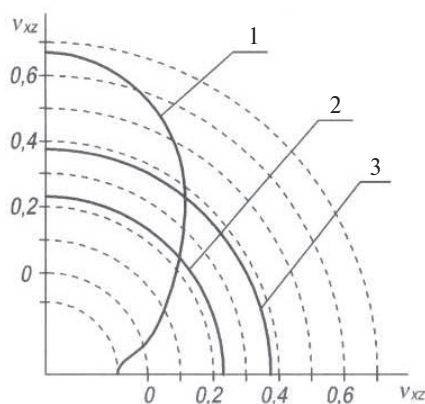


Рис. 4.3. Азимутальная зависимость коэффициента Пуассона при температуре 20 °С монокристаллов сплава ЖС6 Ф с фиксированными аксиальными ориентировками:

1 —  $[011]$ ; 2 —  $[111]$ ; 3 —  $[001]$

Подтверждением азимутальной зависимости коэффициента Пуассона может служить тот факт, что форма поперечного сечения рабочей части образцов, продольная ось которых близка к направлению  $\langle 011 \rangle$ , принимает форму эллипса (рис. 4.4), причем большая ось эллипса совпадает с кристаллографическим направлением  $\langle 0\bar{1}1 \rangle$ , для которого значение  $\nu_{xz}$  максимальное.

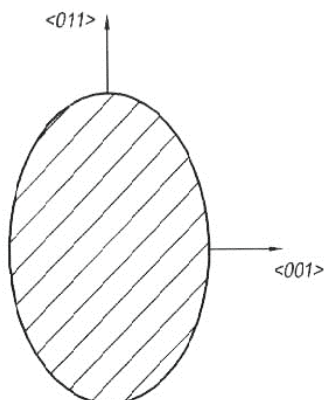


Рис. 4.4. Поперечное сечение монокристаллического образца с аксиальной ориентировкой  $\langle 011 \rangle$  после испытаний на растяжение

## 4.2. Кристаллография скольжения

Пластическая деформация кристалла при приложении к нему внешней нагрузки осуществляется путем скольжения, то есть путем перемещения одной части кристалла относительно другой без изменения их строения (рис. 4.5). При этом деформация идет не одновременно по всем кристаллографическим плоскостям и направлениям, а по тем, которые наиболее благоприятно ориентированы относительно направления внешней нагрузки. Плоскости скольжения обычно имеют наиболее плотную упаковку атомов. Это обусловлено тем, что расстояние между двумя смежными плотноупакованными плоскостями больше, чем между другими атомными плоскостями. Следовательно, в смежных плоскостях силы межатомного взаимодействия, которые необходимо преодолеть при сдвиге, будут наименьшими. Направления скольжения в кристаллографической решетке совпадают с наиболее плотной упаковкой атомов в плоскости скольжения. Причина этого заключается в том, что данные направления определяют минимальный вектор трансляции, по которому восстанавливается исходная кристаллическая решетка в результате единичного сдвига.

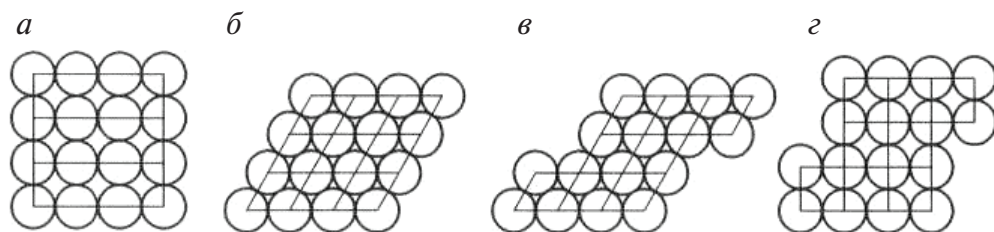


Рис. 4.5. Пластическая деформация кристалла скольжения:

*a* — недеформированное состояние; *б* — упруго деформированное; *в* — упругопластически деформированное; *г* — пластически деформированное

В металлах с ГЦК-типом кристаллической решетки деформация скольжения идет по плоскости  $\{111\}$  в направлении  $\langle 110 \rangle$  (рис. 4.6). Из-за симметрии кристалла существует четыре плоскости типа  $\{111\}$ , в каждой из них есть три направления типа  $\langle 110 \rangle$ , которые в совокупности образуют двенадцать различных систем скольжения.

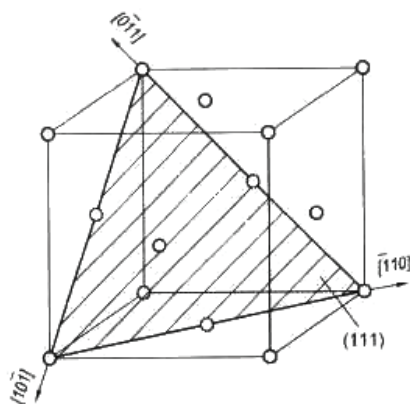


Рис. 4.6. Плоскость и направления скольжения в кристаллической решетке ГЦК-типа

Исходя из природы механизма деформации кристаллов испытания на растяжение, при которых имеется большая доля нормальных напряжений, нельзя признать удачными. Поэтому наилучшим способом устранения этого затруднения было бы осуществление деформационных испытаний путем сдвига. Однако в технике детали, испытывающие чисто сдвиговые напряжения, встречаются крайне редко. Для того чтобы можно было сравнивать поведение различно ориентированных кристаллов, в том числе и при растяжении или сжатии, внешние нагрузки пересчитывают в напряжения вдоль направления скольжения в плоскости скольжения.

$$\tau = \sigma \sin \chi \cos \lambda = \sigma \cos \varphi \cos \lambda = \sigma F = \frac{\sigma}{M},$$

где  $\sigma$  — внешнее приложенное напряжение;  $\chi$  — угол между осью нагружения и плоскостью скольжения (рис. 4.7);  $\lambda$  — угол между осью нагружения и направлением скольжения;  $\varphi$  — угол между нормалью к плоскости скольжения и осью нагружения;  $F$ ,  $M$  — ориентационные факторы Шмида и Тейлора соответственно. Для каждого материала характерна определенная величина касательных напряжений  $\tau^*$ , значение которой должно быть достигнуто для начала пластической деформации скольжением. Эта величина является инвариантной относительно ориентации кристалла и зависит только от температуры и содержания примесей (табл. 4.1).

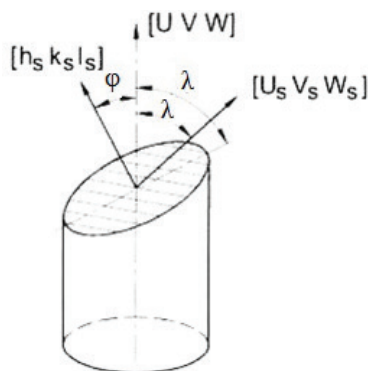


Рис. 4.7. Схема для расчета напряжения сдвига в направлении  $[U_s V_s W_s]$  в плоскости с нормалью  $[h_s k_s l_s]$ , который вызван действием нагрузки в направлении  $[UVW]$

Таблица 4.1

**Изменение критического напряжения скольжения  $\tau^*$  монокристаллов никеля в зависимости от температуры и содержания примесей**

Температура, К	$\tau^*$ , МПа, при чистоте, %	
	99,9	99,98
20	—	9–11
180–195	13,6	7,5–8,5
290–300	10,4	3,3–7,5
508	9,7	—

При одноосной деформации растяжением кристаллическая решетка монокристалла поворачивается таким образом, что направление скольжения стремится совпасть с продольной осью образца (рис. 4.8). Это происходит потому, что деформация скольжением сопровождается относительным смещением атомно-кристаллических плоскостей, что приводит к постепенному накоплению макропластической деформации сдвига, которая выражается в несовпадении осей головок образца на величину  $\Delta$  (рис. 4.8, б). На практике такая ситуация не реализуется по причине самоцентрирования оси образца под действием осевой нагрузки. Поэтому из условия прямолинейности оси образца имеет место поворот кристаллической решетки рабочей части и направление скольжения приближается к оси образца на величину угла  $\Delta_\phi$  (рис. 4.8).

Таким образом, определяя кристаллографическую ориентировку в рабочей части и головке образца, можно рассчитать направле-

ние поворота решетки монокристалла и соответственно направление скольжения. Если допустить, что критические напряжения сдвига одинаковы во всех четырех возможных системах скольжения, то вероятность активации той или иной системы будет определяться величиной приведенных напряжений сдвига, то есть ориентационным фактором Шмида.

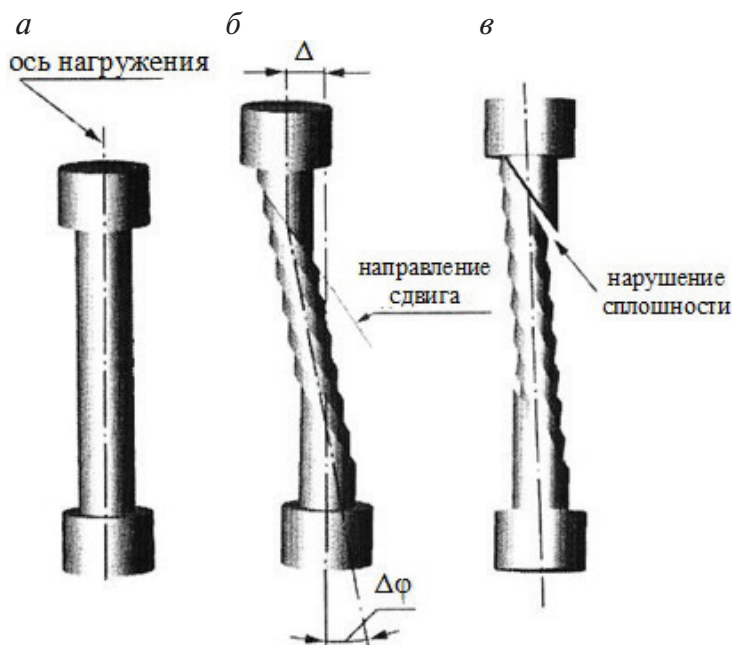


Рис 4.8. Механизм возникновения эффекта «поворота решетки», наблюдаемого при испытаниях монокристаллических образцов на растяжение: а — образец в исходном состоянии; б — чистый сдвиг; в — сдвиг с «поворотом кристалла»

По данным рентгеноструктурных исследований при температуре 20 °С скольжение в монокристаллах никелевых жаропрочных сплавов протекает в системе  $\{111\} \langle 110 \rangle$ . Об этом свидетельствует то, что векторы вращения решетки сплавов (рис. 4.9) утрачивают общую направленность и группируются по областям, аналогичным областям с максимальным значением вектора Шмида. Это вызвано появлением дополнительной системы скольжения типа  $\{111\} \langle 112 \rangle$ .



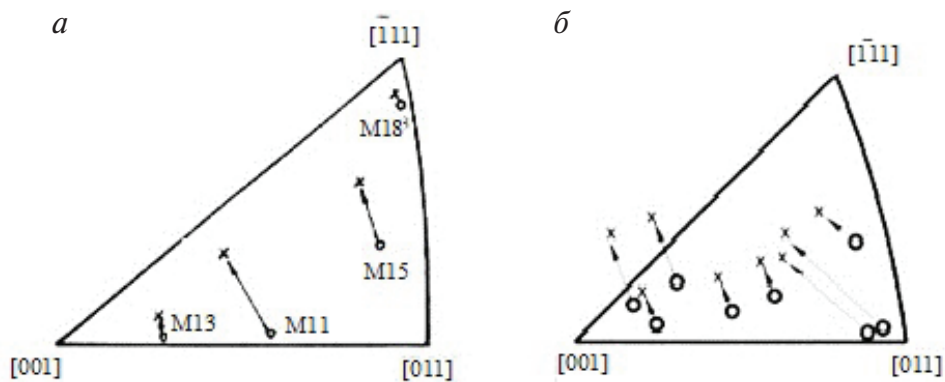


Рис. 4.9. Вращение решетки монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов после деформации растяжением при 20 °С:

*a* — сплав ЖС6У; *б* — сплавы ЦНК7М, Ц-10 М, Ц12М  
(о — КГО в головке образца; х — КГО в рабочей части)

## Глава 5.

### Прочностные свойства

### монокристаллических никелевых сплавов

---

#### 5.1. Кратковременные механические свойства

---

Зависимость механических свойств монокристаллов от и кристаллографической ориентировки связана с реализацией конкретных механизмов деформационного упрочнения. Возможные изменения механизма упрочнения, вызванные такими факторами, как температура, размер частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, их объемная доля и упругие поля искажений на границе  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз, осложняют возможность прогнозирования ориентационной зависимости механических свойств.

Характер диаграмм деформации монокристаллов жаропрочных сплавов (рис. 5.1) зависит как от температуры испытания, так и от КГО образцов.

Наибольшую пластичность как при нормальной, так и при высоких температурах имеют монокристаллы с ориентировкой  $\langle 011 \rangle$ , а наименьшую — с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$ . Это связано с тем, что у кристаллов с ориентировкой вблизи угла  $\langle 011 \rangle$  условия для активации дислокаций во вторичных системах скольжения реализуются при более высоких степенях деформации. Поэтому у образцов с такой ориентировкой наблюдается продолжительная стадия легкого скольжения.

При расположении КГО оси образца вблизи угла  $\langle 111 \rangle$  уже при малых степенях деформации создаются условия для одновременного взаимодействия дислокаций первичной системы скольжения с дислокациями нескольких вторичных систем. Это приводит к тому, что уже

в начале пластической деформации плотность дислокационных барьеров достаточно высока и деформирующее напряжение растет гораздо быстрее. Поэтому у образцов с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$  стадия легкого скольжения очень короткая либо совсем отсутствует.

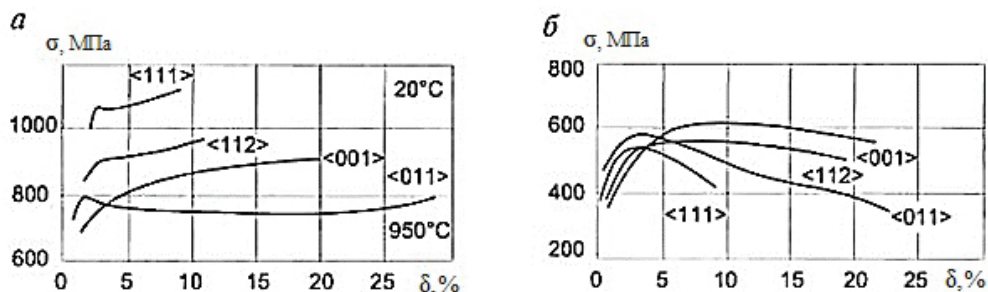


Рис. 5.1. Диаграммы деформации монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов в координатах «действующее напряжение  $\sigma$  — продольная деформация  $\delta$ »:

$a$  — сплав ЖС6Ф, 20 °С;  $b$  — ЖС6Ф, 950 °С

С увеличением температуры кривые напряжение — деформация принимают форму параболы, зуб текучести исчезает и появляется стадия разупрочнения, которая характеризуется увеличением деформации и уменьшением напряжения. Как показывают многочисленные экспериментальные данные, кратковременные механические свойства существенно анизотропны вплоть до температуры 800–900 °С (рис. 5.2), после которой начинается резкое разупрочнение сплава.

Для большинства монокристаллов углеродосодержащих жаропрочных сплавов ориентационная зависимость кратковременных свойств характеризуется преимуществом ориентировки  $\langle 111 \rangle$  над остальными кристаллографическими направлениями. Это преимущество наиболее заметно в области низких температур (до 700 °С). В области высоких температур по прочности чаще лидирует направление  $\langle 111 \rangle$ , хотя бывают и исключения (рис. 5.2,  $a$ ), когда наибольшая прочность наблюдается в направлении  $\langle 001 \rangle$ .

Пластичность данных сплавов также зависит от КГО (подробнее об этом шла речь выше) и преимущественно возрастает в области высоких температур.

Для безуглеродистых сплавов характерна более высокая пластичность и при высоких температурах, по причине отсутствия карбидно-

го каркаса,  $\langle 111 \rangle$  утрачивает лидирующее положение. Ее место занимает кристаллографическое направление  $\langle 001 \rangle$ . Это объясняется склонностью данных сплавов к развитию деформации в кубической системе скольжения.

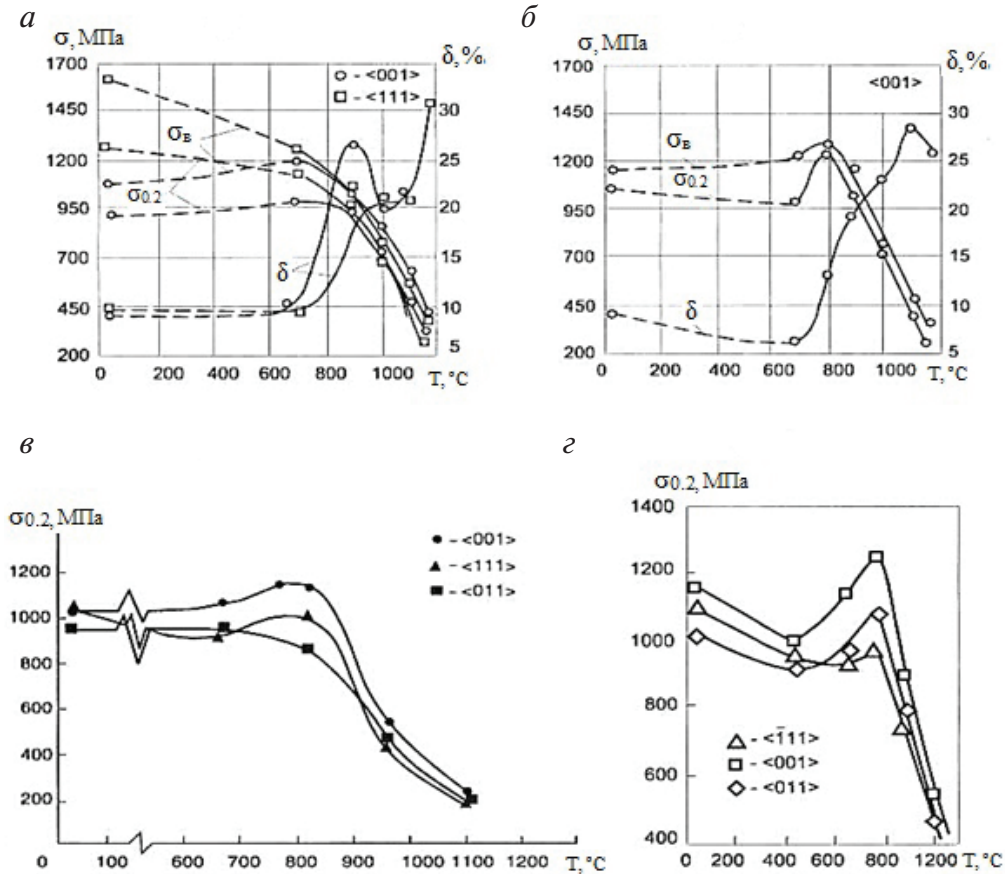


Рис. 5.2. Температурно-ориентационная зависимость кратковременной прочности и пластичности монокристаллов жаропрочных сплавов ЖС6Ф (а) и ЖС40 (б), АМ-1 (в), PWA-1480 (г)

Экспериментальные данные по влиянию температуры на механические свойства монокристаллического безуглеродистого сплава ЖС36-ВИ после стандартной термообработки приведены на рис. 5.3.

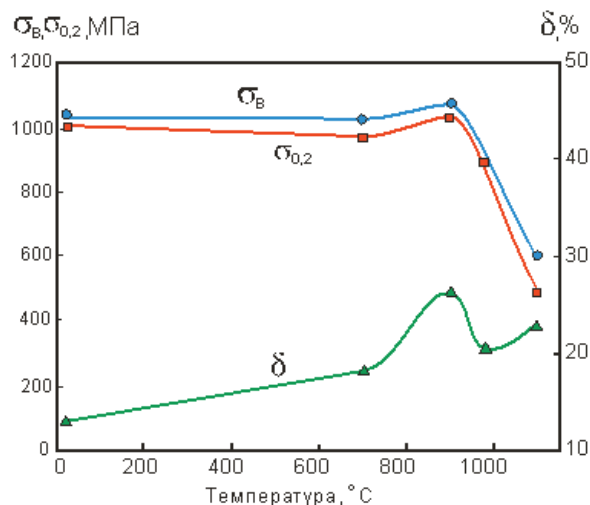


Рис. 5.3. Кратковременные механические свойства монокристаллов сплава ЖС36-ВИ [001] в зависимости от температуры испытаний (средние значения)

До  $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$  происходит незначительное снижение прочностных свойств и увеличение пластичности. В интервале температур  $750\text{--}900\text{ }^{\circ}\text{C}$  наблюдается аномалия механических свойств, заключающаяся в том, что предел текучести и предел прочности не падают, как обычно, с ростом температуры, а повышаются до достижения значения температуры  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Эта аномальная зависимость определяется дислокационным механизмом пластической деформации интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  ( $\gamma'$ -фазы), отличающимся при повышенных температурах от механизма деформации неупорядоченного твердого раствора на основе никеля ( $\gamma$ -фазы). Наличие заблокированных сверхдислокаций в области аномального хода  $\sigma_B(T)$  и  $\sigma_{0,2}(T)$  и смена октоэдрического скольжения кубическим при переходе через температуру пика сопровождают немонотонный ход деформационных характеристик. Дальнейшее разупрочнение сплава с повышением температуры связано с растворением  $\gamma'$ -фазы.

Информация о структуре сплава в деформированной зоне образцов представлена на рис. 5.4. Плоские заготовки для тонких фольг вырезались перпендикулярно продольной оси образцов с КГО [001]. В ходе

проведенного исследования не выявлено принципиальных различий основной ( $\gamma+\gamma'$ )-структурной составляющей сплава, деформированного при температурах 20 и 700 °С, для которой характерны:

- сохранение в большей части объема сплава достаточно правильной кубовидной формы частиц  $\gamma'$ -фазы (рис. 5.4, а);
- локализация деформационных процессов преимущественно в тонких прослойках  $\gamma$ -фазы, тогда как плотность дефектов в  $\gamma'$ -частицах относительно невелика (рис. 5.4, б).

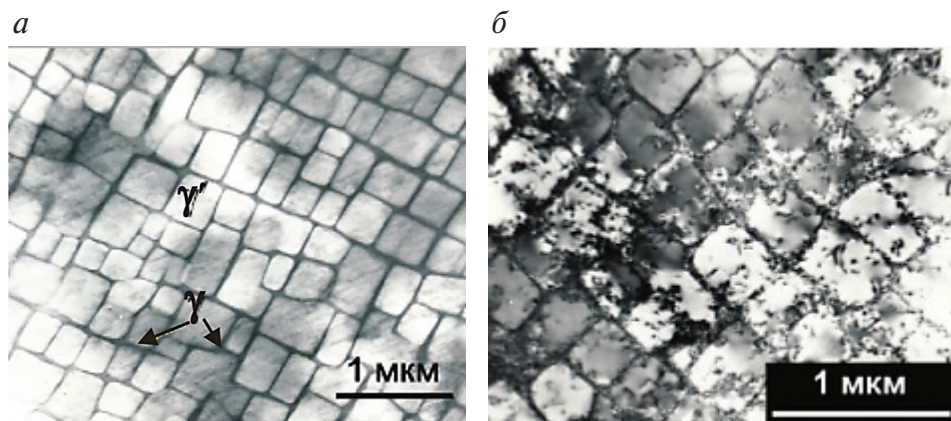


Рис. 5.4. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] после деформации при 20 °С (а) и 700 °С (б)

Для зон активной пластической деформации образцов ЖС36-ВИ при 1000 °С типичным является преобладание сдвиговых процессов в одной из ориентации  $\gamma$ -прослоек и «выстраивание» этих прослоек в относительно протяженные (по сравнению с размером частиц  $\gamma'$ -фазы) непрерывные линии, в то время как протяженность второй из имеющихся на электронно-микроскопических изображениях ориентации  $\gamma$ -прослоек сохраняет связь с индивидуальными  $\gamma'$ -частицами, и, по-видимому, в ходе пластической деформации они имеют тенденцию к разрушению (рис. 5.5), то есть происходит образование рафт-структуры при высокотемпературной деформации. Наблюдается дислокационное скольжение в частицах упрочняющей  $\gamma'$ -фазы и происходит смена механизма скольжения (рис. 5.6).

Наблюдавшиеся электронограммы, полученные при изучении КГО сплава ЖС36-ВИ в рабочих зонах исследованных образцов после растяжения, всегда содержали рефлексы зоны [001] и близких к ней



зон, что свидетельствует об отсутствии существенных отклонений исходной ориентации продольной оси изученных образцов от направления [001].

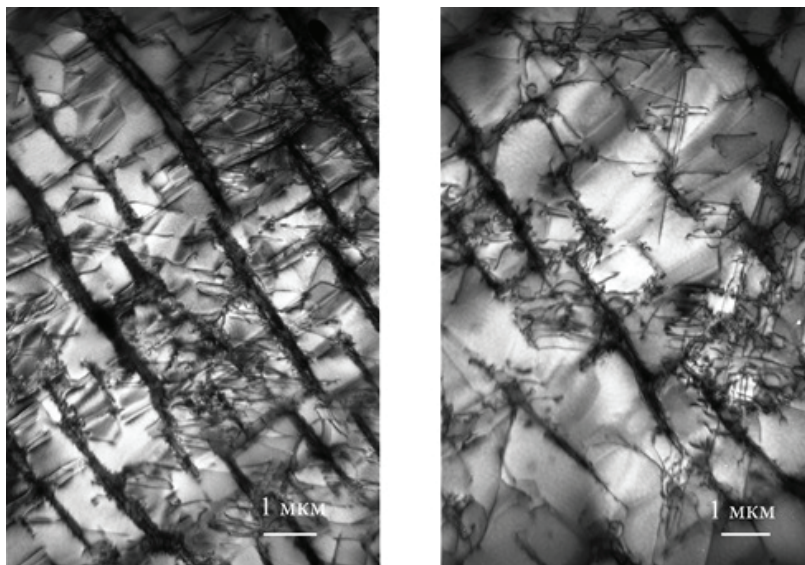


Рис. 5.5. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] после деформации при 1000 °С (продольное сечение)

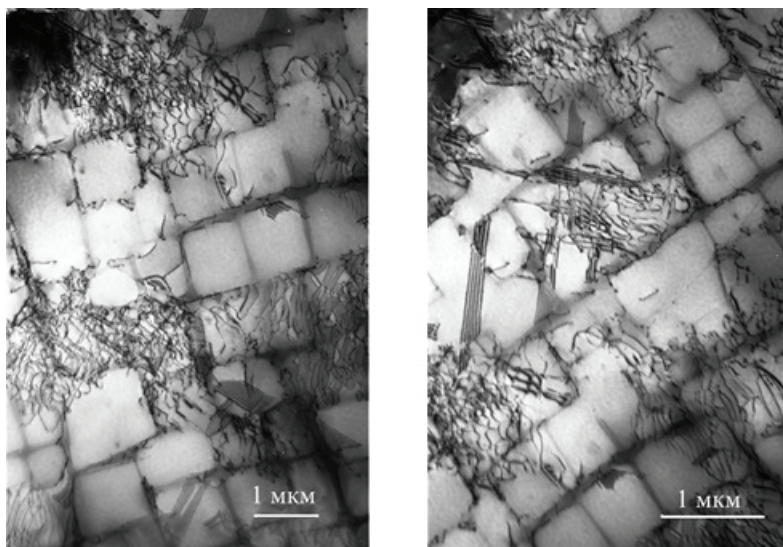


Рис. 5.6. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] после деформации при 1000 °С (поперечное сечение)

Исследовано влияние размера  $\gamma'$ -фазы на свойства монокристаллического сплава ЖС36-ВИ при  $T = 20^\circ\text{C}$  (рис. 5.7). Полученные диаграммы свидетельствуют о том, что уменьшение размера упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, регулируемой термической обработкой сплава, привело к значительному росту таких характеристик, как временное сопротивление разрыву ( $\sigma_B$ ) и условный предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ), а пластичность ( $\delta$ ) уменьшилась.

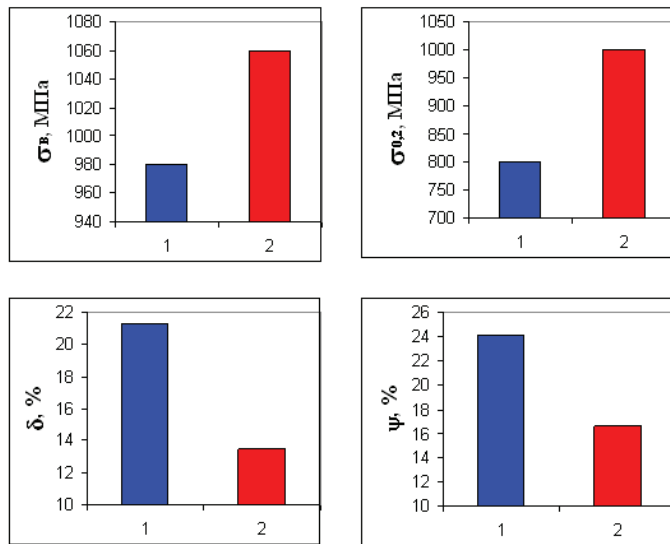


Рис. 5.7. Влияние размера частиц  $\gamma'$ -фазы на механические свойства при  $T = 20^\circ\text{C}$  (средние значения):

1 — размер  $\gamma'$ -фазы порядка 1 мкм; 2 — размер  $\gamma'$ -фазы порядка 0,35 мкм

Прогнозирование ориентационной зависимости кратковременной прочности монокристаллов выполняется с использованием закона Боаса — Шмида. Зависимость для расчета искомой характеристики можно представить в виде

$$\sigma = \tau M,$$

где  $\tau$  — критическое напряжение сдвига, приведенное к действующей системе скольжения;  $M$  — ориентационный фактор Тейлора. Экспериментальные данные подтверждают наличие тесной корреляционной связи между характеристиками кратковременной прочности при комнатной температуре и ориентационным фактором Тейлора для системы легкого скольжения  $\{111\} \langle 011 \rangle$  (рис. 5.8).



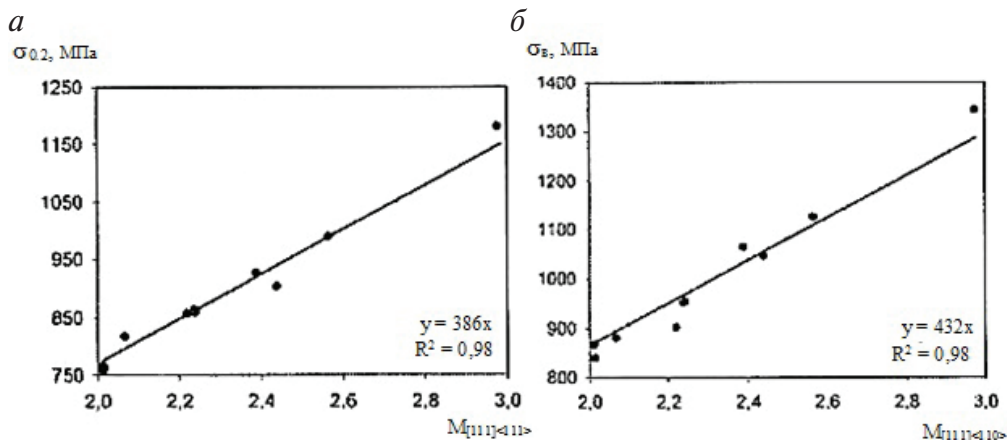


Рис. 5.8. Зависимость условного предела текучести (а) и временного сопротивления (б) монокристаллов сплава ЖС6У-ВИ при комнатной температуре от ориентационного фактора Тейлора

При комнатной температуре и ниже ее закон Шмида выполняется с высокой точностью. По мере повышения температуры активизируются термически активируемые механизмы пластической деформации. Вследствие этого наблюдаются отклонения от закона Шмида, т. е. величина критического приведенного напряжения сдвига приобретает ориентационную зависимость.

На рис. 5.9 видно, что пик растворения  $\gamma'$ -фазы при 874 °С связан с максимумом предела прочности и пластичности сплава и сменой механизма дислокационного скольжения. Дальнейшее разупрочнение и рост пластичности сплава выше 1000 °С связаны с процессами растворения  $\gamma'$ -фазы. Такой же характер изменения прочностных свойств ( $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ ) и ДСК в зависимости от температуры наблюдается и в сплаве ЖС32-ВИ.

На рис. 5.10 показано изменение  $\sigma_B$  и  $\delta$  ЖНС ЖС32-ВИ и ЖС36-ВИ в зависимости от температуры испытаний. Видно, что при  $T > 900$  °С безуглеродистый монокристаллический сплав ЖС36-ВИ второго поколения обладает более высокими прочностными свойствами и пластичностью, чем сплав ЖС32-ВИ. Изменение прочностных свойств в сплавах происходит синхронно с усредненными данными по количеству упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в сплавах ЖС32-ВИ и ЖС36-ВИ (рис. 5.11).

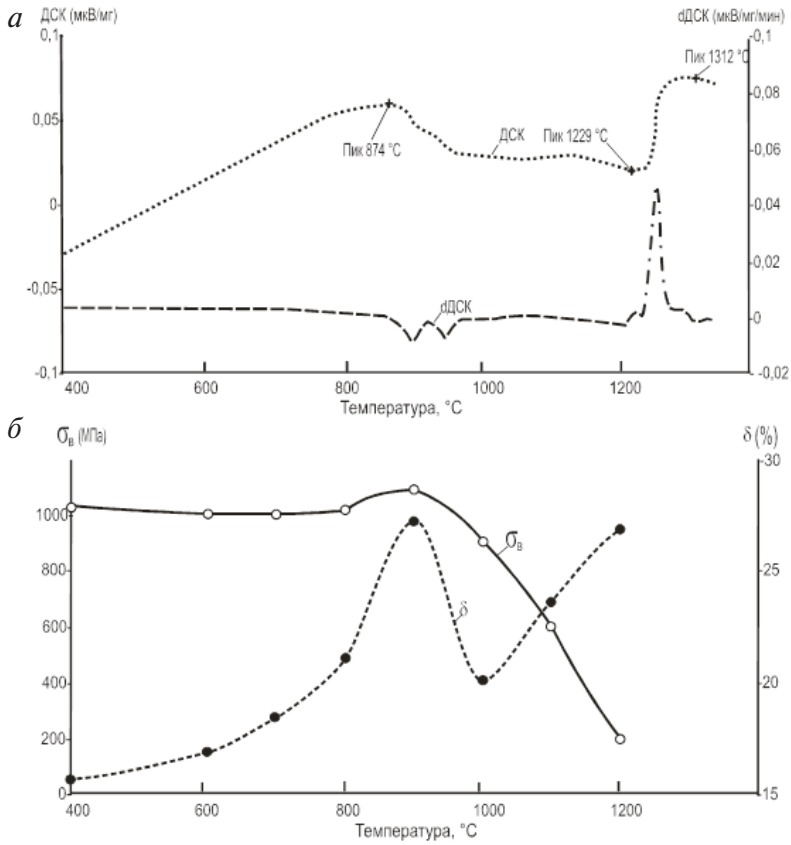


Рис. 5.9. Калориметрические эффекты (а) и изменение механических свойств (б) при нагреве сплава ЖС36-ВИ

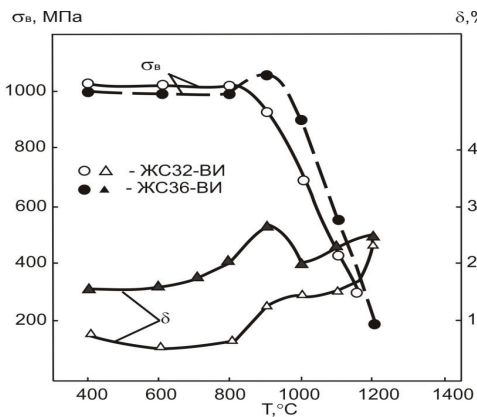


Рис. 5.10. Температурная зависимость предела прочности ( $\sigma_B$ ) и пластичности ( $\delta$ ) сплавов ЖС32-ВИ и ЖС36-ВИ

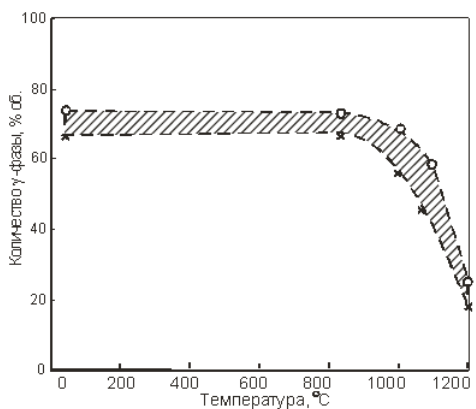


Рис. 5.11. Температурная зависимость изменения усредненного количества  $\gamma'$ -фазы в сплавах ЖС36-ВИ (O) и ЖС32-ВИ (x)

## 5.2. Длительная прочность и ползучесть монокристаллов

---

Ресурс работы рабочих лопаток турбины из ЖНС измеряется тысячами и десятками тысяч часов. В процессе работы ЖНС постоянно испытывает действия статической составляющей эксплуатационных нагрузок, вызванной центробежными силами. При длительном статическом нагружении под действием высокой температуры в сплаве происходит медленное накопление пластической деформации. Это явление называется ползучестью. Способность материалов оказывать сопротивление разрушению при длительном (несколько — сотни тысяч часов) статическом нагружении называется длительной прочностью.

Пластическая деформация конструкционных сплавов при ползучести может происходить при напряжениях, которые в несколько раз меньше предела текучести, определяемого при кратковременных испытаниях. Это объясняется тем, что термические флуктуации энергии способствуют преодолению дислокациями активного сопротивления решетки. Помимо энергетического фактора, на скорость ползучести заметное влияние оказывает структурный фактор, который включает характеристики макро-, микро- и тонкой структуры сплава. Так сплав в поликристаллическом состоянии значительно уступает по длительности на стадии установившейся ползучести этому же сплаву со столбчатой структурой (рис. 5.12). Столбчатая структура, в свою очередь, уступает по долговечности монокристаллической структуре. С точки зрения длительной пластичности наиболее неблагоприятна поликристаллическая структура, при которой относительная деформация образцов в 4—5 раз меньше, чем у образцов со столбчатой и монокристаллической структурами. Подобный характер кривых ползучести тесно связан межзеренным проскальзыванием с механизмом высокотемпературного разрушения жаропрочных сплавов.

В сплавах с монокристаллической макроструктурой отчетливо проявляется кристаллографическая анизотропия ползучести. Для большинства никелевых жаропрочных сплавов образцы с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$  имеют более высокую долговечность, чем образцы с ориентировками  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 011 \rangle$  (рис. 5.13). Это объясняется различием значений напряжений сдвига, приведенных к действующей системе скольжения  $\{111\} \langle 011 \rangle$ . В области умеренно высоких температур может

наблюдаться инверсия долговечности ориентировок  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  (рис. 5.14, а) в связи с созданием благоприятных условий для формирования барьеров Кира — Вильсдорфа и развития скольжения в плоскости куба  $\{001\}$ . При дальнейшем увеличении температуры доля «кубического» скольжения уменьшается, и образцы с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$  вновь занимают лидирующее положение по долговечности (рис. 5.14, б).

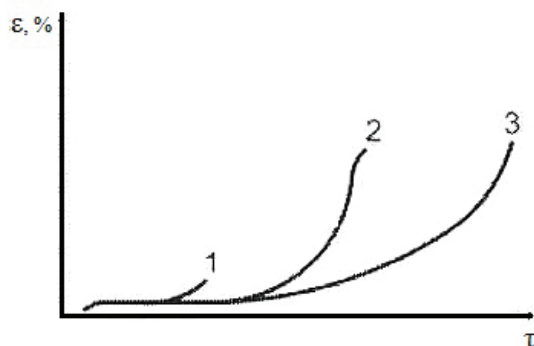


Рис. 5.12. Кривые ползучести сплава MAR-M200 в различном структурном состоянии:

1 — поликристаллическая макроструктура; 2 — направленная макроструктура (столбчатая структура); 3 — монокристаллическая макроструктура ( $\sigma = 206$  МПа,  $T = 982$  °С)

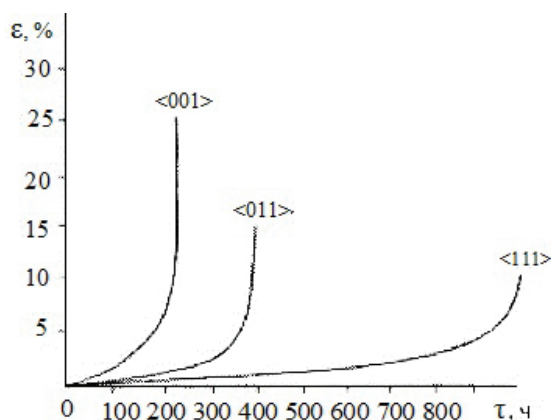


Рис. 5.13. Кривые ползучести монокристаллов сплава ЖС6Ф при  $T = 1000$  °С и  $\sigma = 140$  МПа

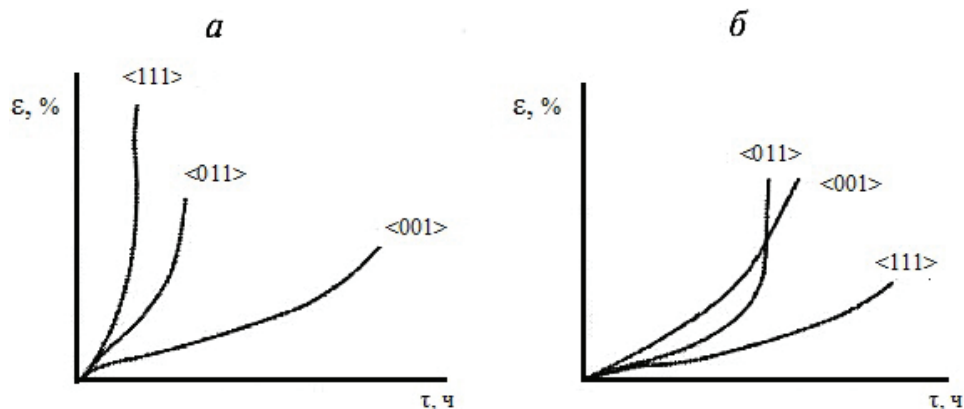


Рис. 5.14. Анизотропия ползучести монокристаллов сплава PWA 1480 в зависимости от температуры:

$a - T = 760\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $b - T = 982\text{ }^{\circ}\text{C}$

На эффекты анизотропии скорости, ползучести монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при температурах термоактивационного механизма движения дислокаций (выше  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) накладывается эффект взаимодействия движущихся дислокаций с когерентными частицами упрочняющей  $\gamma'$ -фазы.

При высокой дисперсности частиц  $\gamma'$ -фазы, движущиеся дислокации легко их огибают, и вклад в упрочнение сплава сверхструктуры интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  снижается. В этом случае свойства сплава в большей мере определяются твердорастворным упрочнением никелевой  $\gamma'$ -матрицы, дополнительно упрочненной частицами второй фазы по механизму Орована. По мере увеличения размера частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы происходит смена механизма взаимодействия дислокаций с  $\gamma'$ -фазой, от огибания к перерезанию, при этом скорость ползучести сплава CMSX-2 снижается для монокристаллов с ориентировкой  $\langle 001 \rangle$  и повышается для монокристаллов с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$  (рис. 5.15).

Эта особенность монокристаллического сплава CMSX-2 обусловлена развитием «кубического» скольжения дислокаций в интерметаллиде  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , ориентационная зависимость которого определяется величиной фактора Шмида для системы скольжения  $\{001\} \langle 011 \rangle$ , равной для направления  $\langle 111 \rangle$  0,471, в то время как для системы скольжения  $\{111\} \langle 011 \rangle$  его значение составляет 0,272.

При ориентировке  $\langle 001 \rangle$ , «кубические» системы скольжения не действуют, так как для них фактор Шмида равен нулю.

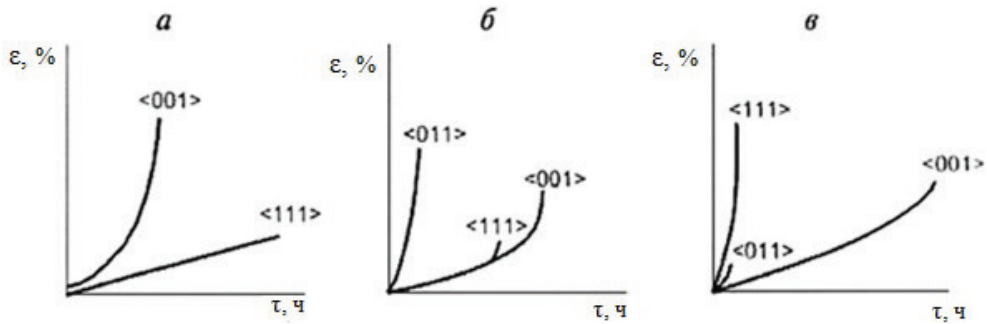


Рис. 5.15. Анизотропия ползучести монокристаллов сплава CMSX-2 при  $T = 760^\circ\text{C}$ ,  $\sigma = 750\text{ МПа}$  в зависимости от среднего размера частиц  $\gamma'$ -фазы:  
 $a - 0,23\text{ мкм}$ ;  $b - 0,30\text{ мкм}$ ;  $v - 0,45\text{ мкм}$

Одной из основных характеристик ползучести является предел ползучести  $\sigma_{\varepsilon/\tau}^T$  — напряжение, которое вызывает за установленное время  $\tau$  при заданной температуре  $T$  определенную деформацию ползучести  $\varepsilon$ . Пределы ползучести некоторых жаропрочных сплавов приведены в табл. 5.1.

Таблица 5.1

**Средние значения пределов ползучести монокристаллов  
 никелевых жаропрочных сплавов**

$T, ^\circ\text{C}$	КГО <uvw>	Сплав	Значения пределов $\sigma_{0,5/\tau}$ (МПа) за время, ч			
			10	100	500	1000
1000	<111>	ЖС32	295	230	190	170
	<001>		330	210	145	—
900	<011>	ЖС6Ф	360	280	225	—
	<111>		395	300	245	—

Дополнительной характеристикой ползучести материала является относительное время накопления деформации ползучести, которое выражается отношением  $\tau_\varepsilon/\tau_p$ , где  $\tau_\varepsilon$  — время до достижения относительной деформации образца  $\varepsilon$ ;  $\tau_p$  — время до разрушения образца. Это отношение характеризует долю продолжительности первичной стадии ползучести в общей долговечности образца. Ниже приведены данные об относительном времени накопления деформации ползучести  $\tau_{0,5}/\tau_p$  для монокристаллов жаропрочного сплава ЖС32 при температуре  $1000^\circ\text{C}$ :

<001> ..... 0,04  
 <111> ..... 0,26

В качестве основной характеристики длительной прочности конструкционных материалов используют предел длительной прочности  $\sigma_{\varepsilon/\tau}^T$  — максимальное напряжение, вызывающее разрушение за определенное время  $\tau_p$  при фиксированной температуре  $T$ . Аналогично характеристикам ползучести макроструктура жаропрочных сплавов оказывает заметное влияние на длительную прочность.

Увеличение количества  $\gamma'$ -фазы и улучшение ее морфологии в сплаве ЖС36-ВИ привели к значительному росту длительной прочности сплава (рис. 5.16). По мере увеличения размера частиц упрочняющей  $\gamma'$ -фазы происходит смена механизма взаимодействия дислокаций с  $\gamma'$ -фазой, при этом скорость ползучести возрастает. Под действием высоких температур и напряжений в монокристаллическом сплаве происходит сращивание частиц  $\gamma'$ -фазы и образование рафт-структуры, с ростом напряжений она огрубляется и искажается (рис. 5.17).

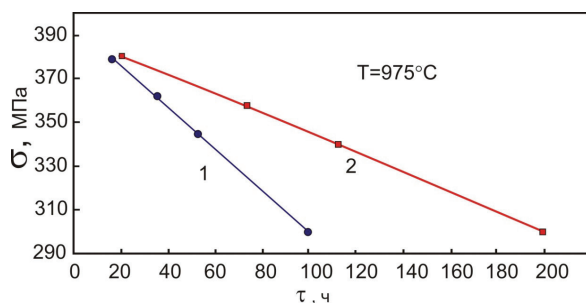


Рис. 5.16. Влияние размера частиц  $\gamma'$ -фазы на длительную прочность сплава ЖС36-ВИ при  $T = 975^\circ\text{C}$  (средние значения):

1 — размер  $\gamma'$ -фазы порядка 1 мкм; 2 — размер  $\gamma'$ -фазы порядка 0,35 мкм

Основу рафт-структуры образует крупнозернистая  $\gamma'$ -фаза, которая содержит прослойки  $\gamma$ -твердого раствора. На границе  $\gamma/\gamma'$  наблюдаются дислокационные сетки. Кристаллографическая ориентировка монокристалла ЖС36-ВИ [001] вдоль оси растяжения не нарушается вплоть до разрушения, наблюдаются лишь локальные азимутальные развороты участков  $\gamma/\gamma'$  на не более чем  $5^\circ$ .

Формирование такой структуры обусловлено перераспределением легирующих элементов в матрице ( $\gamma$ -фаза) под действием напряжений, обогащением граней кубоидной  $\gamma'$ -фазы, параллельных оси растяжения,  $\gamma'$ -образующими элементами сплава. Движущей силой такого изменения морфологии  $\gamma/\gamma'$ -структуры под влиянием темпе-



ратуры и напряжений является несоответствие параметров решеток и модулей упругости  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз. Возникшая рафт-структура является барьером для перемещения дислокаций и развития ползучести в направлении растягивающих напряжений и в основном будет определять долговечность лопаток в процессе эксплуатации.

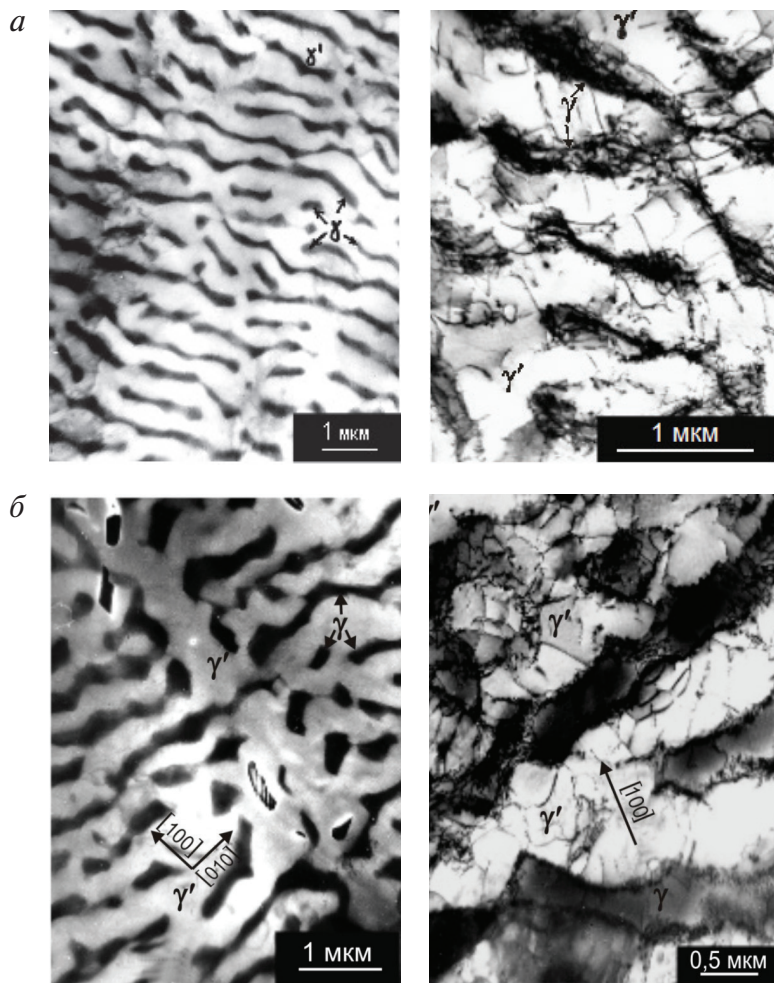


Рис. 5.17. Рафт-структура сплава ЖС36-ВИ [001] в продольном сечении образца после испытаний на длительную прочность при  $T = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

$a - \sigma = 300\text{ МПа}$ ;  $b - \sigma = 340\text{ МПа}$

Для сплава ЖС36-ВИ [001] получена зависимость длительной прочности ( $\sigma$ ) от параметра Ларсена — Миллера ( $P$ ) (рис. 5.18). На осно-



вании параметрической зависимости  $\sigma$  ( $P$ ) проведена оценка средних значений длительной прочности сплава при 900, 1000, 1100, 1200 °С и ресурсе до 1000 ч (табл. 5.2). Для сравнения в табл. 5.2 сделано сопоставление по длительной прочности с жаропрочными ренийсодержащими сплавами ЖС32-ВИ, ЖС47-ВИ, ЖС49-ВИ, CMSX-4 и CMSX-10. По уровню длительной прочности сплав ЖС36-ВИ [001] существенно превосходит известный зарубежный сплав 2-го поколения CMSX-4 и сплав ЖС32-ВИ.

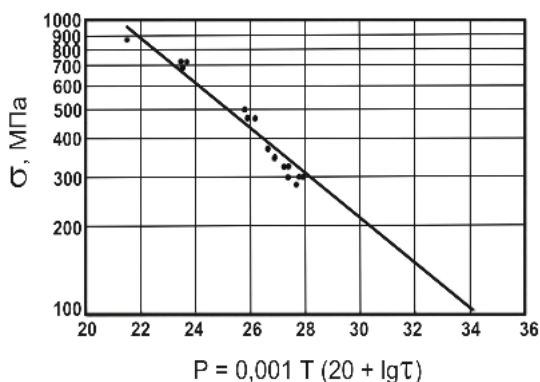


Рис. 5.18. Зависимость длительной прочности ( $\sigma$ ) от параметра Ларсена — Миллера ( $P$ ) для монокристаллического сплава ЖС36-ВИ [001]

Таблица 5.2

**Длительная прочность монокристаллических ренийсодержащих сплавов с кристаллографической ориентацией [001] (расчетные данные)**

Сплав	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{1000}$	$\sigma_{100}^{1100}$	$\sigma_{1000}^{1100}$	$\sigma_{100}^{1200}$
	МПа						
ЖС36-ВИ	450	360	320	240	200	160	130
ЖС32-ВИ	463	326	236	153	111	80	—
ЖС47-ВИ	590	430	330	220	170	—	—
ЖС49-ВИ	650	—	360	—	200	—	—
CMSX-4	519	362	260	163	137	—	—
CMSX-10	—	—	292	185	—	—	—

Жаропрочные сплавы с монокристаллической макроструктурой превосходят по длительной прочности сплавы с направленной макроструктурой благодаря полному отсутствию границ зерен. При анализе данных о длительной прочности монокристаллов жаропрочных

сплавов на никелевой основе можно выделить ряд общих закономерностей. Максимальная анизотропия пределов длительной прочности в кристаллографических направлениях [001] и [111] наблюдается при температуре 1000 °С (табл. 5.3). Предел длительной прочности в кристаллографическом направлении [111] выше, чем в направлении [001]. В кристаллографическом направлении [011] предел длительной прочности ниже, чем в направлении [111] в среднем в 0,91 раз для сплава ЖС32-ВИ.

Таблица 5.3

**Анизотропия пределов длительной прочности монокристаллов сплава ЖС32-ВИ  
при различных температурах**

$T, ^\circ\text{C}$	Кристаллографическая ориентация $[hkl]$	Значения пределов $\sigma_t^*$ (МПа) за время, ч		
		100	500	1000
900	[001]	496/459	380/350	337/309
	[111]	502/431	396/337	357/302
1000	[001]	258/242	190/178	166/155
	[011]	249/219	180/156	155/133
	[111]	285/256	222/198	198/175
1100	[001]	128/119	90/84	77/71
	[011]	116/98	76/63	63/52
	[111]	132/115	96/83	83/71

\* Числитель — средние значения, знаменатель — минимальные значения.

Длительная прочность сплава ЖС36-ВИ [001] при различных температурах и напряжениях показана на рис. 5.19. Видно, что при  $T = 975^\circ\text{C}$  и  $\sigma = 340 \dots 360$  МПа время до разрушения ( $\tau_p$ ) больше 40 ч. Длительная прочность образцов из сплава ЖС36-ВИ значительно выше длительной прочности образцов сплава ЖС32-ВИ.

Задача прогнозирования характеристик жаропрочности сводится к поиску зависимостей, позволяющих рассчитывать предел длительной прочности, предел ползучести, долговечность и другого для произвольной ориентировки сплава в определенном интервале температур. Для описания временных температурно-силовых характеристик длительной прочности удобно использовать комбинированные экспоненциально-показательные функции:

$$\tau = \xi T^m \sigma^{-1} \exp\left(\frac{u_0 - \gamma\sigma}{RT}\right),$$

где  $\tau$  — время до разрушения, или время накопления заданной величины деформации ползучести, ч;  $\xi$ ,  $m$ ,  $\gamma$  — коэффициенты, учитывающие индивидуальные особенности материала и физические закономерности процесса;  $\sigma$  — напряжение, МПа;  $R$  — универсальная газовая постоянная;  $T$  — абсолютная температура, К.

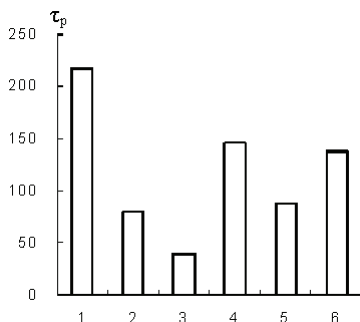


Рис. 5.19. Длительная прочность сплава ЖС36-ВИ [001] ( $\tau_p$  — среднее время до разрушения) при различных температурах и напряжениях:

- 1 —  $T = 975$  °C,  $\sigma = 300$  МПа; 2 —  $T = 975$  °C,  $\sigma = 340$  МПа;  
 3 —  $T = 975$  °C,  $\sigma = 360$  МПа; 4 —  $T = 900$  °C,  $\sigma = 475$  МПа;  
 5 —  $T = 800$  °C,  $\sigma = 725$  МПа; 6 —  $T = 700$  °C,  $\sigma = 885$  МПа

### 5.3. Сопротивление усталости

Способность оказывать сопротивление циклическим нагрузкам является одним из критериев оценки качества жаропрочных сплавов.

Сопротивление усталости ЖНС зависит от их макро- и микроструктурных особенностей. Зарождение трещин при низкотемпературной усталости происходит по механизму сдвига, а распространение носит транскристаллитный характер. В сплавах с равноосной макроструктурой границы зерен играют роль барьеров на пути усталостной трещины. Поэтому следует ожидать, что при температуре до  $0,55T_{пл}$  ( $T_{пл}$  — температура начала плавления сплава) преимуществ монокристаллической макроструктуры заметно не будет.

В табл. 5.4 приведены средние значения пределов усталости монокристаллов с ориентациями [001] и [111] из сплавов ЖС6Ф, ЖС32, ЖС36 и ЖС40 при различных температурах испытания. Несмотря на различный состав, монокристаллы всех жаропрочных сплавов об-

наруживают аномальную температурную зависимость предела усталости с максимумом в температурном интервале 800–900 °С. Подобную температурную зависимость имеет предел текучести сплавов.

Таблица 5.4

**Пределы усталости монокристаллов с ориентациями [001] и [111]  
при различных температурах**

Сплав	Ориентация	Форма образца	Пределы усталости $\sigma_{-1}$ (МПа) при температурах, °С			
			20	900	1000	1100
ЖС6Ф	[001]	Гладкий	200	340	230	—
		С надрезом	80	260	180	—
		$K\sigma$	2,5	1,31	1,28	—
	[011]	Гладкий	240	350	—	—
		С надрезом	140	220	—	—
		$K\sigma$	1,7	1,6	—	—
	[112]	Гладкий	220	380	—	—
		С надрезом	—	—	—	—
		$K\sigma$	—	—	—	—
	[111]	Гладкий	240	410	320	—
		С надрезом	120	220	180	—
		$K\sigma$	2,0	1,86	1,78	—
ЖС32	[001]	Гладкий	340	350	270	—
		С надрезом	110	260	—	—
ЖС36	[001]	$K\sigma$	3,1	1,35	—	—
		Гладкий	300	350	—	17
		С надрезом	190	280	—	16
	[111]	$K\sigma$	1,57	1,25	—	—
		Гладкий	360	430	—	17
ЖС40	[001]	Гладкий	320	380	160	—
		С надрезом	210	280	—	—
		$K\sigma$	1,52	1,35	—	—

Основными очагами зарождения микротрещин усталости являются карбиды и микропоры. Поскольку в безуглеродистых монокристаллах из сплавов ЖС36 и ЖС40 карбиды отсутствуют, то пределы усталости в таких монокристаллах при комнатной температуре имеют более высокие значения.

Что касается ориентационной зависимости пределов усталости  $\sigma_{-1}$ , то для всех исследованных сплавов она положительна, то есть ориентация [111] оказывается сильнее [001]. Как следует из табл. 5.4, по крайней мере для сплава ЖС36, монокристаллы обеих ориентаций имеют одинаковые пределы усталости при температуре 1100 °С. Таким образом, анизотропия пределов многоциклового усталости вырождается при высоких температурах подобно тому, как это имеет место при кратковременных и длительных статических испытаниях.

В отличие от поликристаллов жаропрочных сплавов с равноосной структурой, монокристаллы обладают высокой чувствительностью к концентраторам напряжений. Об этом свидетельствуют результаты испытаний на усталость образцов с надрезом (теоретический коэффициент концентрации напряжений  $a = 2,33$ ). Особенно высокую чувствительность к концентраторам напряжений имеют монокристаллы углеродистых сплавов ЖС6Ф и ЖС32, для которых при комнатной температуре коэффициент  $K_\sigma = \sigma_{-1}^{\text{гл}} / \sigma_{-1}^{\text{над}} = 2,5 \dots 3$ , тогда как для безуглеродистых монокристаллов из сплавов ЖС36 и ЖС40 он равен 1,5–1,6. Общим для всех сплавов является снижение чувствительности к концентрации напряжений при повышенных температурах. Повидимому, высокую чувствительность монокристаллов к концентрации напряжений можно объяснить отсутствием границ зерен, которые в некотором роде являются препятствием на пути распространения магистральной трещины усталости. Поскольку в поликристаллах ориентация зерен произвольна, то трещина изменяет свое направление распространения всякий раз, когда она пересекает границы зерен. Это сопровождается увеличением длины траектории трещины усталости. Напротив, в монокристаллах с надрезом трещина усталости практически беспрепятственно распространяется через весь образец.

Фрактографические исследования поверхностей излома монокристаллов позволяют выявить очаги зарождения трещин усталости, а также микроскопические особенности ее распространения. В общем случае на поверхности усталостного излома можно выделить три зоны, соответствующие различным стадиям распространения трещин.

Кристаллографическая зона I соответствует стадии образования устойчивых полос скольжения по плоскостям, вдоль которых и происходит рост трещин. Некристаллографическая зона II соответствует стадии распространения магистральной трещины чаще всего перпендикулярно главным нормальным напряжениям. Наконец, в зоне III происходит однократный статический долом.

Кристаллографическая зона усталостного излома имеет гладкий скольный вид и может занимать до 80 % поверхности. С повышением уровня напряжений доля площади, занимаемой кристаллографической зоной, уменьшается. Распространение трещин усталости в зоне I происходит по плоскостям октаэдра  $\{111\}$  в направлении  $[011]$ , что совпадает с обычной системой скольжения в монокристаллах жаропрочных сплавов. На скольных плоскостях октаэдра образуется характерный ручейковый узор и полосы, совпадающие с направлением распространения трещины  $[011]$ .

Ручейковый узор представляет собой микродоломы, возникающие при распространении трещины усталости по параллельным плоскостям, лежащим на разных уровнях. Полосы, совпадающие с направлениями  $\langle 011 \rangle$ , соответствуют границам областей распространения трещины по непараллельным плоскостям октаэдра. В большинстве случаев очаги усталостного разрушения находятся в определенных с кристаллографической точки зрения местах залегания карбидов или микропор на поверхности образца или под его поверхностью. В монокристаллах двух исследованных ориентаций  $[001]$  и  $[111]$  наблюдается ориентационная зависимость возникновения очагов усталостного разрушения (табл. 5.5).

Таблица 5.5

**Кристаллографические элементы на поверхности усталостного разрушения монокристаллов сплавов ЖС32 и ЖС6 Ф**

Температура испытания, °С	Аксиальная ориентация образца	Азимутальная ориентация очага разрушения	Наблюдаемое число плоскостей в изломе	Индексы плоскостей в изломе
20	[001]	[010]	2	$\{111\}$ , $\{001\}$
		[110]	1	—
	[111]	[112]	2–3	$\{111\}$ , $\{001\}$
900	[001]	[110]	1–2	$\{111\}$ , $\{001\}$
	[111]	[112]	1–2	$\{111\}$
1000	[001]	001	1	$\{001\}$
	[111]	—	3	$\{001\}$

При комнатной температуре в монокристаллах с ориентацией  $[001]$  трещина усталости распространяется в октаэдрической плоскости, наклоненной к оси образца. Контур излома приобретает форму эллипса, и очаг разрушения расположен в месте пересечения большой оси эллипса с боковой поверхностью образца. При этом может быть два случая. Большая ось эллипса совпадает с кристаллографическим направлением  $[112]$ , которое лежит в октаэдрической плоскости. Если ориентировать очаг разрушения относительно направлений, лежащих в азимутальной плоскости образца, то в случае распространения трещины по одной плоскости  $\{111\}$  очаг будет расположен в месте пересечения направления  $[010]$  с боковой поверхностью. Таких пересечений будет четыре, что соответствует максимальному числу возможных октаэдрических плоскостей разрушения в монокристаллах с ориентацией  $[001]$ .

Если очаг разрушения возникает в месте выхода направления  $[010]$ , то распространение трещины происходит по двум из четырех возможных плоскостей октаэдра  $\{111\}$ ; если же очаг возникает в месте пересечения направления  $[110]$  с боковой поверхностью, то трещина распространяется по одной плоскости октаэдра.

В монокристаллах с ориентацией  $[110]$  зарождение усталостных трещин может происходить в двух местах выхода направлений  $[001]$  и разрушение происходит по двум октаэдрическим плоскостям, так как две другие плоскости октаэдра параллельны оси образца.

В монокристаллах с ориентацией  $[111]$  очаги зарождения трещин располагаются преимущественно в местах выхода направлений  $[112]$  на поверхность рабочей части образца.

Усталостное разрушение происходит по 1–3 плоскостям октаэдра, наклоненным к оси образца. Усталостного разрушения по плоскости октаэдра  $(111)$ , перпендикулярной оси образца, не наблюдается, так как фактор Шмида равен нулю, поэтому отсутствует пластическая деформация, предшествующая усталостному разрушению.

Исследование структуры изломов при больших увеличениях позволило выявить усталостные бороздки, т. е. фронт распространения трещины, в направлении  $[112]$ . По этим данным можно заключить, что трещина одновременно растет в двух направлениях  $\langle 112 \rangle$ , это эквивалентно макроскопическому направлению  $\langle 110 \rangle$ .

Усталостные разрушения монокристаллов при повышенных температурах имеют некоторые особенности, связанные в основном с окис-

лением боковой поверхности. Чем выше температура испытания и менее жаростойкий сплав, тем больше окисление влияет на усталостную прочность. Что касается строения изломов при высоких температурах, то здесь сохраняются отмеченные выше закономерности. Отметим лишь, что для дюнокристаллов с ориентациями  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  при повышенных температурах склонность к разрушению по кубическим плоскостям  $\{001\}$  возрастает, а доля кристаллографического излома уменьшается. Соответственно увеличивается зона некристаллографического излома перпендикулярно оси образца; на этой стадии трещина растет по междендритным участкам. Если высокотемпературные испытания на усталость проводятся на образцах с покрытием, то разрушение инициируется трещинами в покрытии, которые проникают вглубь образца по междендритным пространствам.

Сопротивление термоусталости сплавов можно повысить за счет технологических факторов, в частности, за счет применения направленной кристаллизации для получения столбчатой или монокристаллической макроструктуры. Исследования показывают, что термоусталостная долговечность образцов с монокристаллической структурой в 1,5–2,0 раза выше долговечности направленно закристаллизованных и равноосных сплавов (рис. 5.20).

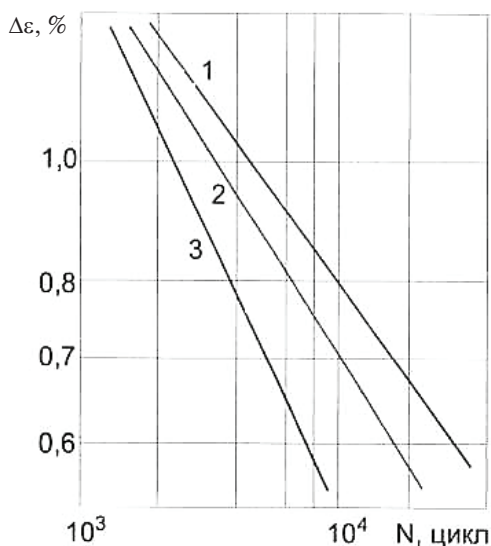


Рис. 5.20. Сопротивление термической усталости жаропрочного сплава MAR-M200 с монокристаллической (1), столбчатой (2) и равноосной (3) макроструктурами



Как отмечалось выше, для монокристаллов никеля и его сплавов характерна анизотропия упругих постоянных, вследствие чего следует ожидать анизотропию термической усталости. Данные испытаний на термоусталость методом Коффина монокристаллов сплава MAR-M200 по режиму  $100 \leftrightarrow 950$  °C подтверждают наличие анизотропии. Монокристаллы с ориентировкой  $\langle 112 \rangle$  имеют более низкую прочность. Наименьшую термостойкость (по напряжению) показали монокристаллы с ориентировками  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 011 \rangle$ . Если отбросить анизотропию упругих свойств монокристалла, рассмотрев результаты испытаний, в деформациях отмечают, что монокристаллы с ориентировками  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  обладают практически равными характеристиками. Паритет термоусталостной долговечности ориентировок  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  достигается за счет баланса физико-механических свойств сплава. Модуль упругости и термические напряжения в направлении  $\langle 111 \rangle$  в 2,2–2,4 раза больше, чем в направлении  $\langle 001 \rangle$ , тогда как прочность в направлении  $\langle 001 \rangle$  в 1,5 раза меньше. В результате «проигрыш» в физических характеристиках компенсируется «выигрышем» в механических.

Рассмотренные выше закономерности ориентационной зависимости термоусталости монокристаллов жаропрочных сплавов справедливы при одноосном (или близком к одноосному) напряженно-деформированном состоянии. В реальных деталях ГТД такое состояние является частным случаем и может иметь место на кромках лопатки. В общем случае напряженно-деформированное состояние лопатки будет плоским (на свободной поверхности) или объемным (в сердцевине). В таком случае к аксиальной анизотропии (в продольном направлении) добавляется азимутальная анизотропия (в поперечном направлении). Например, средняя долговечность образцов с фиксированной аксиальной ориентировкой  $\langle 001 \rangle$  при произвольной азимутальной ориентировке может отличаться в 1,4 раза (табл. 5.6). Таким образом, наибольшая термостойкость достигается при совпадении продольной оси  $Z$  образца (лопатки) с направлением  $\langle 001 \rangle$  и нормали к свободной поверхности образца с направлением  $\langle 100 \rangle$ .

Таблица 5.6

**Термостойкость монокристаллических пустотелых образцов из сплава ЖС6Ф**

КГО		Количество образцов	Средняя долговечность $N$ , цикл	Среднее квадратическое отклонение $S \lg N$
аксиальная	азимутальная			
$\langle 001 \rangle$	$\langle 100 \rangle$	7	4240	0,16
$\langle 001 \rangle$	$\langle 110 \rangle$	7	2970	0,24
$\langle 011 \rangle$	$\langle 100 \rangle$	2	2040	0,39
$\langle 111 \rangle$	$\langle 011 \rangle$	4	910	0,07

## Глава 6.

### Структурные и фазовые изменения в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах после длительных высокотемпературных выдержек

---

#### 6.1. Изменение размера и химического состава $\gamma$ - и $\gamma'$ -фаз в монокристаллических сплавах, образование рафт-структуры и наноразмерных частиц $\gamma_n/\gamma'_n$ в процессе высокотемпературных выдержек

---

После проведения стандартной термообработки для ЖНС типична структура, представленная на рис. 6.1 и 6.2. Видно, что в результате такой обработки получена однородная дисперсная ( $\gamma + \gamma'$ )-структура с высокой объемной долей упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (70–75 %) размером 0,3–0,4 мкм. В междоузлиях размер  $\gamma'$ -фазы несколько крупнее, а отдельные частицы достигают размеров порядка 1 мкм. Частицы  $\gamma'$ -фазы имеют характерную кубовидную форму. Электронографический и микродифракционный анализ показывают, что частицы  $\gamma'$ -фазы в сплавах выстроены в направлениях типа  $[100]_\gamma$  монокристалла.

Для сплава ЖС-32 ВИ после термовакuumной обработки (ТВО) характерна следующая структура:

- однородная по размеру и форме частиц  $\gamma'$ -фазы ( $\gamma + \gamma'$ )-структурная составляющая в дендритной ячейке, форма  $\gamma'$ -частицы близка к кубовидной с ребром куба около 0,5 мкм;
- вдоль границ дендритных ячеек располагается ( $\gamma + \gamma'$ )-структурная составляющая с типичным размером  $\gamma'$ -частиц порядка 2 мкм;

- в межосных пространствах присутствуют кристаллы неравновесной эвтектической ( $\gamma + \gamma'$ )-фазы, размеры которых изменяются в широких пределах;
- в межосных пространствах присутствуют эвтектические выделения первичных карбидов (Ta, Nb)C (рис. 6.3).

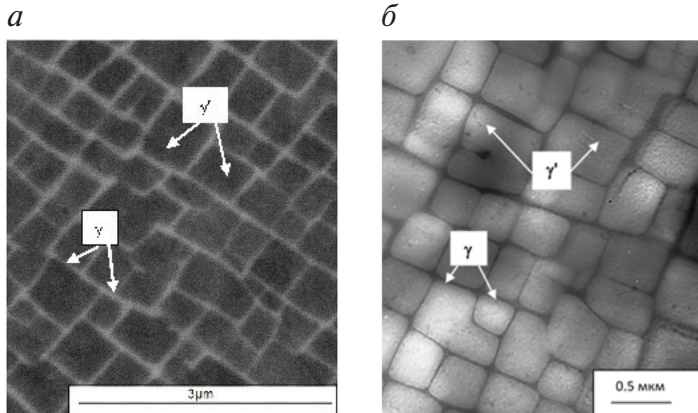


Рис. 6.1. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ после полной термообработки:  
а — РЭМ; б — ПЭМ

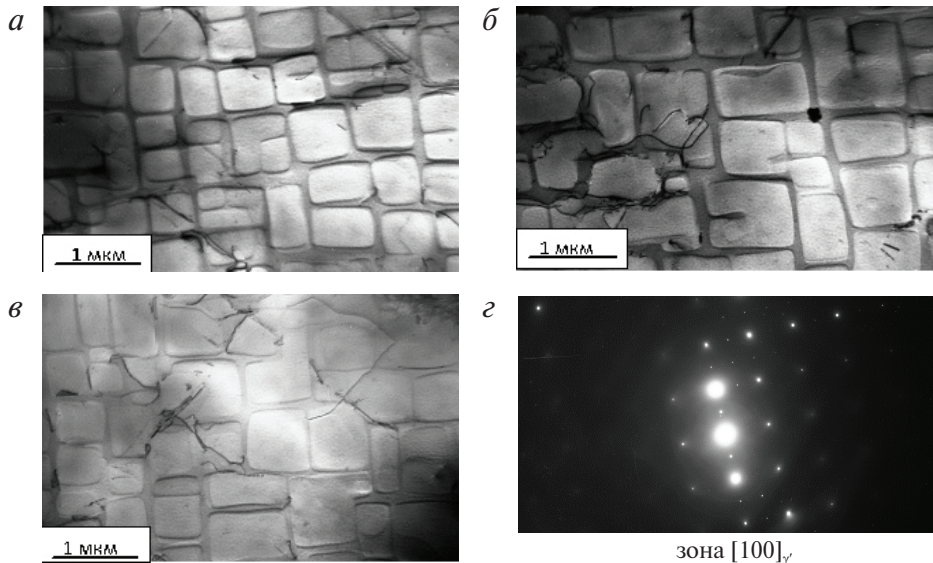


Рис. 6.2. Тонкая структура сплава ВЖМ5-ВИ после полной термообработки (ПЭМ):  
а, б, в — структура ( $\gamma + \gamma'$ ); г — микродифракция с участка в

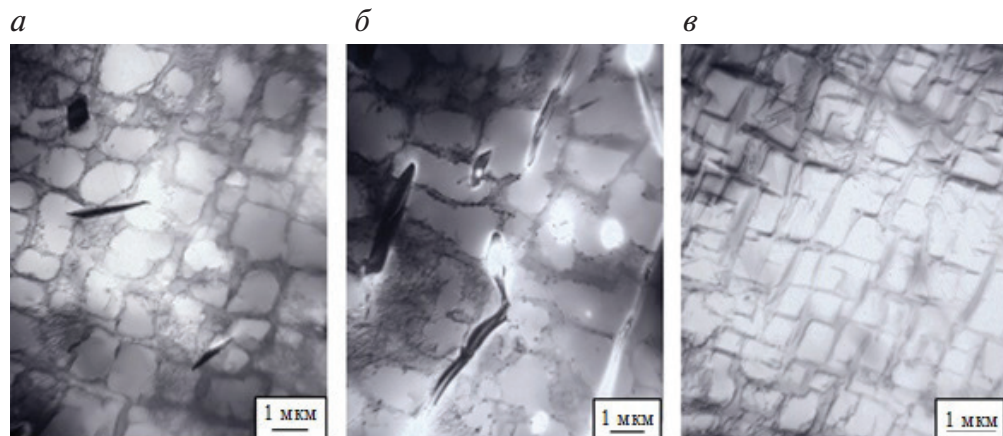


Рис. 6.3. Тонкая структура сплава ЖС32-ВИ после ТВО:

*а* — граница дендритной ячейки; *б* — междуосной; *в* — ось дендрита

Для высоколегированных сплавов при кристаллизации с невысоким термическим градиентом в зоне кристаллизации характерна повышенная ликвация легирующих элементов. После проведения полной термообработки не происходит полного устранения ликвационной неоднородности сплавов ЖС32-ВИ, ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ: оси дендритной ячейки значительно обогащены W, Re, Mo, Cr по сравнению с междуосным пространством (табл. 6.1).

Таблица 6.1

Содержание элементов в различных точках дендритной ячейки сплавов ЖС36-ВИ, ЖС32-ВИ

Место анализа	Содержание элементов, мас. %					
	Al	W	Re	Cr	Co	Ti
<b>ЖС36-ВИ</b>						
Содержание в осях дендритной ячейки $c_{o.д}$	6,14	12,48	2,49	3,51	8,81	0,55
Содержание в междуосном пространстве $c_{м.п}$	8,43	6,80	0,44	1,51	7,06	1,00
Коэффициент ликвации элемента, $K_L = c_{o.д}/c_{м.п}$	0,77	1,78	2,33	2,05	1,30	0,54
Содержание в крупных глобулах эвтектических образований $c_{эвт.обр}$	8,03	7,56	0,46	1,48	7,27	1,10
Коэффициент распределения, $K_p = c_{o.д}/c_{эвт.обр}$	0,81	1,56	5,41	2,05	1,26	0,50

Окончание табл. 6.1

Место анализа	Содержание элементов, мас. %						
	Al	Ni	W	Re	Cr	Co	Ti
ЖС32-ВИ							
Среднее содержание в сплаве	6,0	61,0	8,3	4,0	5,0	9,0	4,0
Содержание в осях дендритной ячейки $c_{o.d.}$	6,37	62,19	6,62	4,33	4,79	9,18	3,61
Содержание в междоосном пространстве $c_{м.п.}$	7,62	64,54	7,57	0,8	1,54	6,72	4,92
Коэф. ликвации элемента, $K_L = c_{o.d.}/c_{м.п.}$	0,84	0,96	1,14	5,41	3,11	1,36	0,73
Содержание в крупных глобулах $\gamma'_{эвт}$	7,82	68,36	4,41	0,81	1,76	7,56	6,36
Коэф. распределения $K_p = c_{o.d.}/c_{\gamma'эвт}$	0,81	0,91	1,95	5,35	2,72	1,21	0,57

Видно, что при коэффициенте ликвации  $K_L > 1$  легирующие элементы сплавов W, Re, Cr, Co концентрируются в осях дендритов, а при  $K_L < 1$  легирующие элементы Al, Ti, Ta, Nb — в междоосном пространстве и глобулах неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ). Из сравнения коэффициентов  $K_L$  и  $K_p$  (табл. 6.1) видно, что для таких элементов, как Al, Cr, Co, Ti, W эти величины приблизительно равны, и только для Re имеется существенное различие.

При формировании неравновесной ( $\gamma + \gamma'$ )-эвтектики  $\gamma$ -твердый раствор в ее составе обеднен рением по сравнению с осями дендритов, а  $\gamma'$ -фаза обогащена танталом.

Результаты экспериментальных исследований фазового и химического состава сплавов ЖС32-ВИ и ЖС36-ВИ приведены в табл. 6.2.

Таблица 6.2

**Фазовый и химический состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов**

Сплав	Фаза	Количество фазы, мас. %	Химический состав фаз, мас. %									
			Ni	Co	Cr	Al	Ti	Nb	Ta	Mo	W	Re
ЖС36-ВИ	$\gamma'$	68,6	66,7	6,9	2,0	8,0	1,8	1,4	—	1,0	12,0	0,45
	$\gamma$	31,4	60,8	13,8	7,3	1,0	0,1	0,4	—	1,1	10,4	5,1
ЖС32-ВИ	$\gamma'$	61,2	68,1	7,1	2,1	7,8	—	1,2	3,7	0,6	8,6	0,8
	$\gamma$	37,4	50,5	14,3	9,8	2,6	—	0,9	2,0	1,6	8,9	9,4

Полученные данные показывают, что Re в основном входит в состав  $\gamma$ -твердого раствора. Он имеет самый низкий коэффициент распределения, что определяется его незначительной растворимостью (поряд-

ка 1 ат. %) в  $\gamma'$ -фазе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и свидетельствует о высокой эффективности рения как основного упрочнителя твердого раствора ЖНС. Вольфрам равномерно распределяется между  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фазами, а тантал преимущественно легирует  $\gamma'$ -фазу.

На специальных образцах были исследованы калориметрические эффекты (ДСК) при нагреве и охлаждении со скоростью 20 °С/мин в термоанализаторе (рис. 6.4–6.6). Кривые ДСК показывают экзо- и эндотермические пики реакций в образце при нагреве и охлаждении.

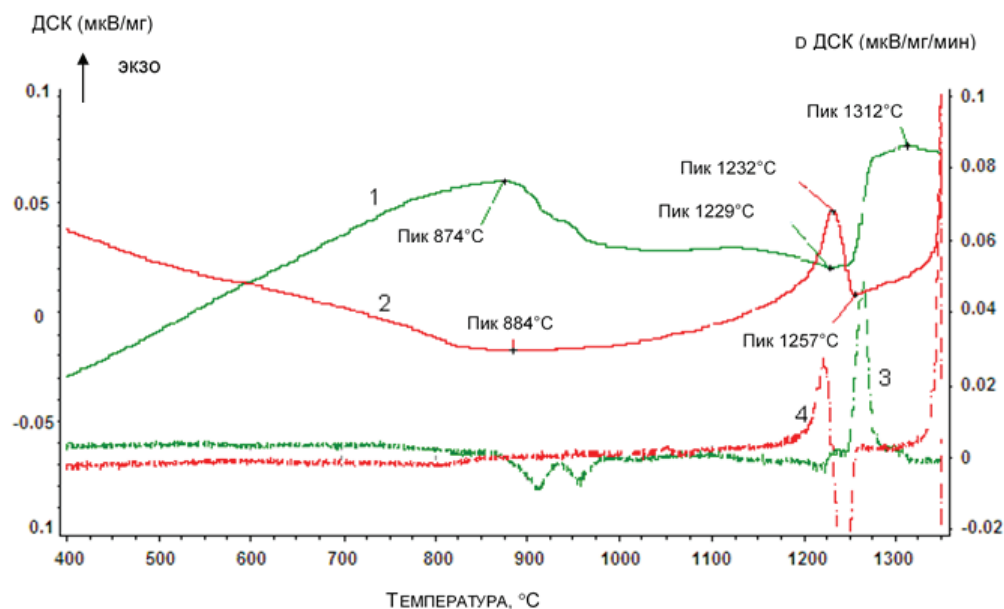


Рис. 6.4. ДСК (1, 2) и производная  $d\text{ДСК}$  (3, 4) при нагреве (1, 3) и охлаждении (2, 4) сплава ЖС36-ВИ

Пик ДСК при 874 °С в процессе нагрева соответствует начальным процессам растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе, а в интервале до 1000 °С происходит растворение  $\gamma'$ -частиц, имеющих бимодальное распределение по размеру. При  $T = 1245$  °С  $\gamma'$ -фаза начинает интенсивно растворяться, достигая максимальной скорости при 1260 °С, при  $T = 1312$  °С происходит полное растворение  $\gamma'$ -фазы и остатков неравновесной эвтектики ( $\gamma + \gamma'$ ), а сплав ЖС36-ВИ переходит в однофазное состояние  $\gamma$ -твердого раствора.

При охлаждении образца в температурном интервале 1257–1200 °С на кривой ДСК наблюдается интенсивная экзотермическая реак-



ция (выделение энергии), которая свидетельствует о начале распада  $\gamma$ -твердого раствора с образованием частиц  $\gamma'$ -фазы. Начало выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует 1257 °С, максимальная скорость выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует 1225 °С, а переход сплава ЖС36-ВИ в двухфазное ( $\gamma + \gamma'$ )-состояние заканчивается при 1000 °С.

Результаты измерения ДСК показывают, что темп растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЖС36-ВИ в интервале температур 950–1200 °С очень низкий, что чрезвычайно важно для оценки температурно-напряженного состояния лопаток ТВД современных ГТД.

Исследование калориметрических эффектов (ДСК) при нагреве и охлаждении сплава ЖС32-ВИ показало (рис. 6.5), что температура начальных процессов растворения  $\gamma'$ -фазы в твердом растворе составляет 814 °С.

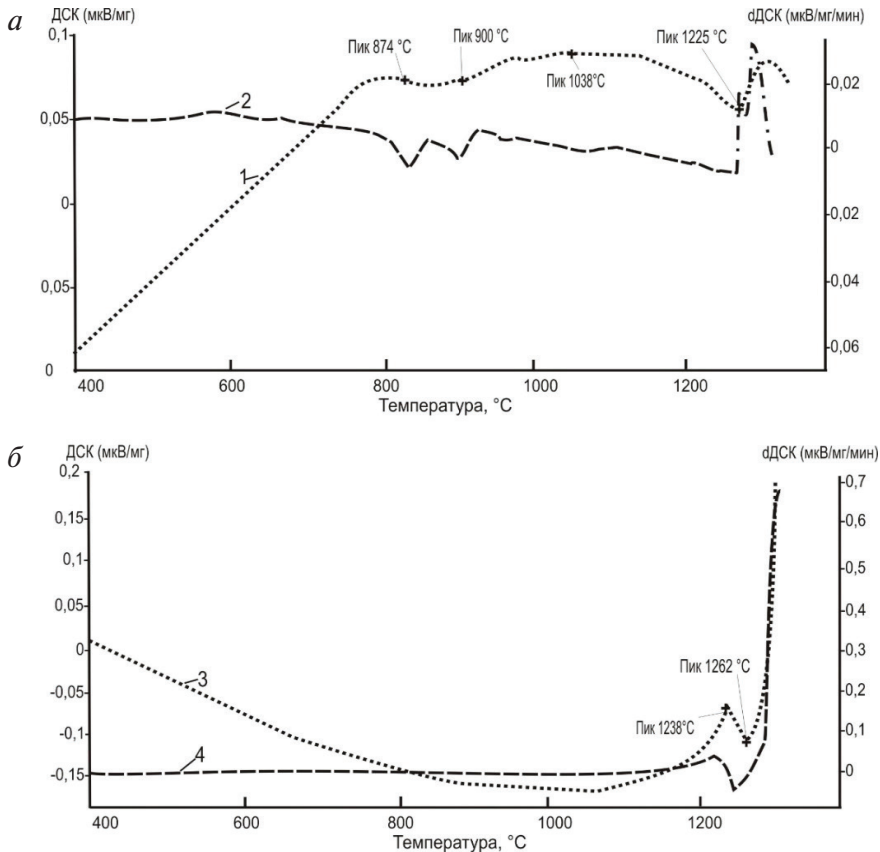


Рис. 6.5. ДСК (1, 3) и производная  $d$ ДСК (2, 4) при нагреве (а) и охлаждении (б) сплава ЖС32-ВИ



В интервале температур 800–900 °С происходит растворение мелких частиц  $\gamma'$ -фазы и до 1038 °С ее количество в сплаве практически не изменяется. При дальнейшем повышении температуры начинается процесс растворения  $\gamma'$ -фазы, а при 1255 °С частицы  $\gamma'$ -фазы начинают интенсивно растворяться, достигая максимальной скорости при 1275 °С; при 1300 °С происходит полное растворение  $\gamma$ -частиц  $\gamma'$ -фазы в  $\gamma$ -твердом растворе.

При охлаждении образца в температурном интервале 1262–1210 °С на кривой ДСК отображается экзотермическая реакция, которая свидетельствует о начале распада  $\gamma$ -твердого раствора с образование частиц  $\gamma'$ -фазы. Начало выделения  $\gamma'$ -фазы соответствует 1262 °С, максимальная скорость — 1238 °С, а переход сплава в  $(\gamma + \gamma')$ -состояние заканчивается при 1080 °С.

Результаты измерения ДСК непосредственно позволили определить температурный интервал стабильности структуры  $(\gamma + \gamma')$ -сплава ЖС32-ВИ 1000–1200 °С.

При нагреве сплава ВЖМ5-ВИ после полной термообработки  $\gamma'$ -фаза начинает интенсивно растворяться при  $T = 1257$  °С, и сплав переходит в состояние  $\gamma$ -твердого раствора при  $T = 1309$  °С. При охлаждении закаленного образца начало выделения  $\gamma'$ -фазы из твердого раствора соответствует 1259 °С, максимальная скорость выделения — 1228 °С, а переход сплава в  $(\gamma + \gamma')$ -состояние заканчивается при 1000 °С (рис. 6.6).

Следует отметить, что при увеличении концентрации Та в сплаве ВЖМ5-ВИ происходит смещение температур начала и конца растворения  $\gamma'$ -фазы в область более высоких температур, что значительно повышает стабильность  $\gamma'$ -фазы и, следовательно, длительную прочность сплава.

По кривым ДСК и их производных ( $d$ ДСК) были определены температуры фазовых переходов в сплавах: начальная, пиковая и конечная (табл. 6.3).

Таблица 6.3

**Температуры фазовых переходов в  $(\gamma + \gamma')$ -структуре сплавов при их нагреве и охлаждении**

Стадия фазового перехода		Значения температуры, °С		
		ЖС32-ВИ	ЖС36-ВИ	ВЖМ5-ВИ
Нагрев	Начало растворения $\gamma'$ -фазы	874	874	900
	Максимальная скорость растворения $\gamma'$ -фазы	1275	1260	1272
	Полное растворение $\gamma'$ -фазы	1300	1310	1310

Окончание табл. 6.3

Стадия фазового перехода		Значения температуры, °С		
		ЖС32-ВИ	ЖС36-ВИ	ВЖМ5-ВИ
Охлаждение	Начало выделения $\gamma'$ -фазы	1262	1257	1259
	Максимальное выделение $\gamma'$ -фазы	1238	1225	1228

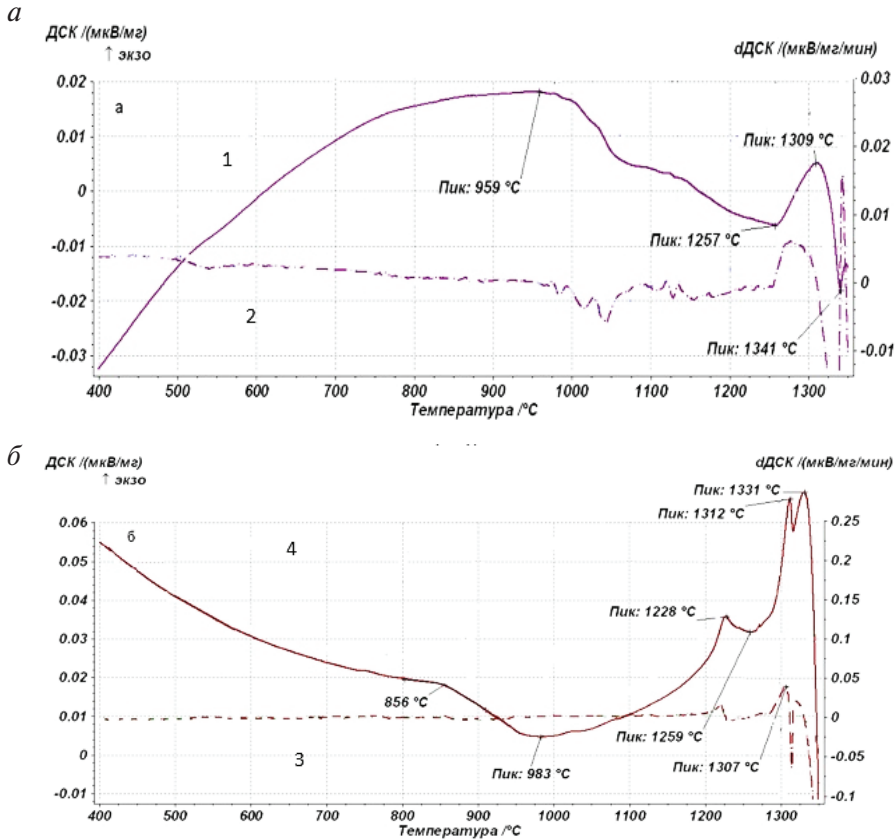


Рис. 6.6. ДСК (1, 3) и производная  $d$ ДСК (2, 4) при нагреве (а) и охлаждении (б) сплава ВЖМ5-ВИ

Исследовано изменение тонкой структуры сплава ЖС36-ВИ после кратковременных нагревов до различных температур: а) нагрев до 1100 и 1150 °С соответствовал стабильному состоянию ( $\gamma + \gamma'$ )-структуры сплава с увеличением размера  $\gamma'$ -частиц; б) нагрев до 1230 °С соответствовал началу интенсивного растворения  $\gamma'$ -фазы, а нагрев до 1300 °С — переходу ( $\gamma + \gamma'$ )-структуры сплава в однофазную  $\gamma$ -фазу.

Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ после данных нагревов показана на рис. 6.7, 6.8. Видно, что изменение структуры сплава после кратковременных нагревов до различных значений температуры (размеры, форма  $\gamma'$ -фазы и толщина  $\gamma$ -прослоек) соответствует определенным по ДСК температурным интервалам фазовых переходов в сплаве.

Прослойки  $\gamma$ -фазы при нагревах до 1240 °С имеют сложное строение: они состоят из ультрамелкой смеси ( $\gamma + \gamma'$ )-фаз (рис. 6.8, а, б).

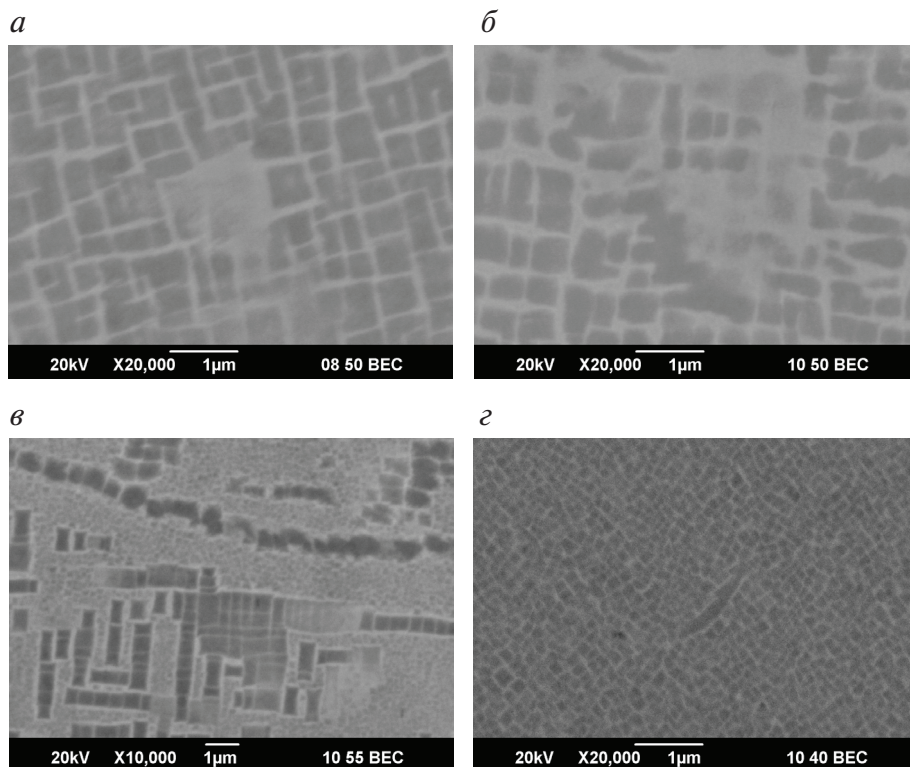
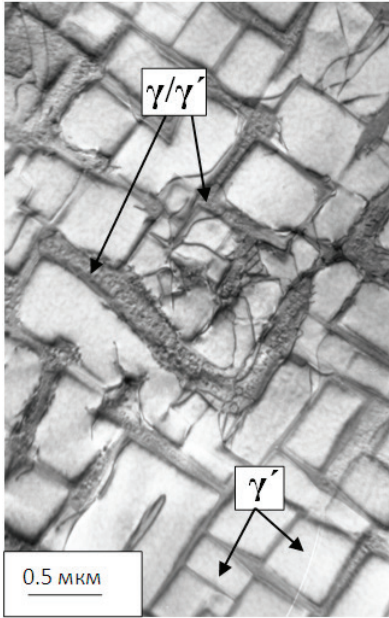


Рис. 6.7. Тонкая структура (РЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после кратковременных нагревов (выдержка 30 мин):

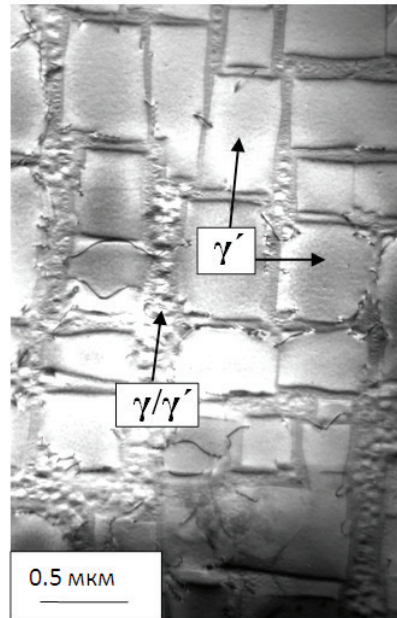
а —  $T = 1100$  °С; б —  $T = 1150$  °С; в —  $T = 1230$  °С; г —  $T = 1300$  °С

Выделений ТПУ-фаз в сплаве ЖС36-ВИ [001] после кратковременных нагревов практически не обнаруживается. Иногда в сплаве встречаются отдельные вторичные частицы округлой формы (рис. 6.9), которые расположены в  $\gamma'$ -фазе  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , обогащены тяжелыми элементами сплава W, Re, Mo, Cr и представляют собой  $\mu$ -фазу. Между кристаллическими решетками  $\mu$ - и  $\gamma'$ -фаз выполняется строгое кристаллографическое ориентационное соотношение.

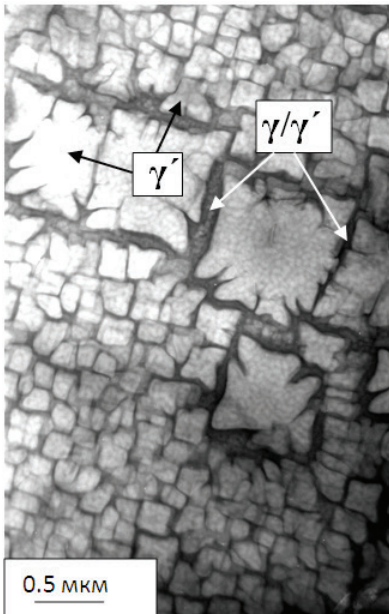
*a*



*б*



*в*



*г*

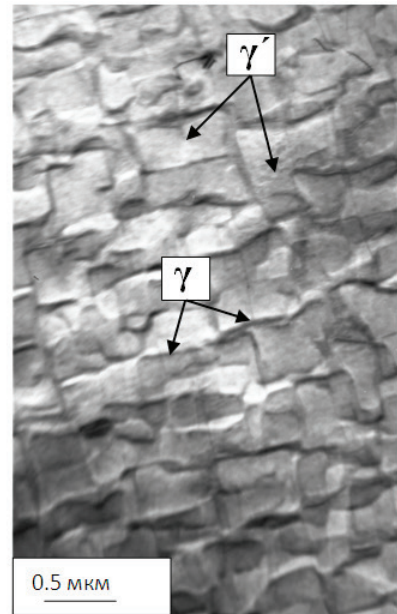


Рис. 6.8. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после кратковременных нагревов (выдержка 30 мин):  
*a* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; *в* —  $T = 1230\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; *г* —  $T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$



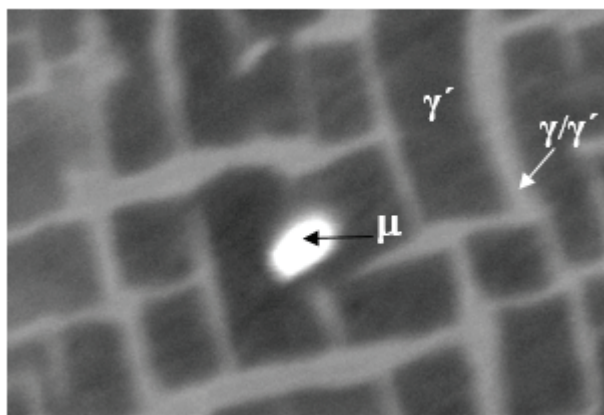


Рис. 6.9. Мелкодисперсные выделения  $\mu$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ [001] после кратковременных нагревов ( $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 30\text{ мин}$ )

Основной проблемой литейных ЖНС является термическая стабильность структуры и фазового состава сплавов в процессе эксплуатации.

При воздействии высоких температур (выше  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) и напряжений происходят процессы коалесценции, сращивания частиц  $\gamma'$ -фазы с образованием рафт-структуры и растворения  $\gamma'$ -фазы. В процессе эксплуатации в сложнелегированных жаропрочных сплавах могут образоваться ТПУ-фазы различного типа: ромбоэдрическая  $\mu$ -фаза, тетрагональная  $\sigma$ -фаза и орторомбическая  $P$ -фаза.

В процессе длительных высокотемпературных выдержек сплава ЖС36-ВИ [001] в интервале температур  $1050\text{--}1200\text{ }^{\circ}\text{C}$   $\gamma'$ -фаза теряет свою кубовидную огранку, происходит ее сращивание и интенсивный рост в направлении, перпендикулярном [001], то есть происходит образование рафт-структуры (рис. 6.10, 6.11). Формирование такой структуры обусловлено перераспределением легирующих элементов в матрице ( $\gamma$ -фазе), обогащением граней кубовидной  $\gamma'$ -фазы  $\gamma'$ -образующими элементами сплава. Движущей силой такого изменения морфологии  $\gamma/\gamma'$ -структуры сплава под влиянием температуры является несоответствие параметров решеток и модулей упругости  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз.

Изменения тонкой структуры сплавов ЖС32-ВИ и ВЖМ5-ВИ после высокотемпературных выдержек приведены на рис. 6.12–6.15.

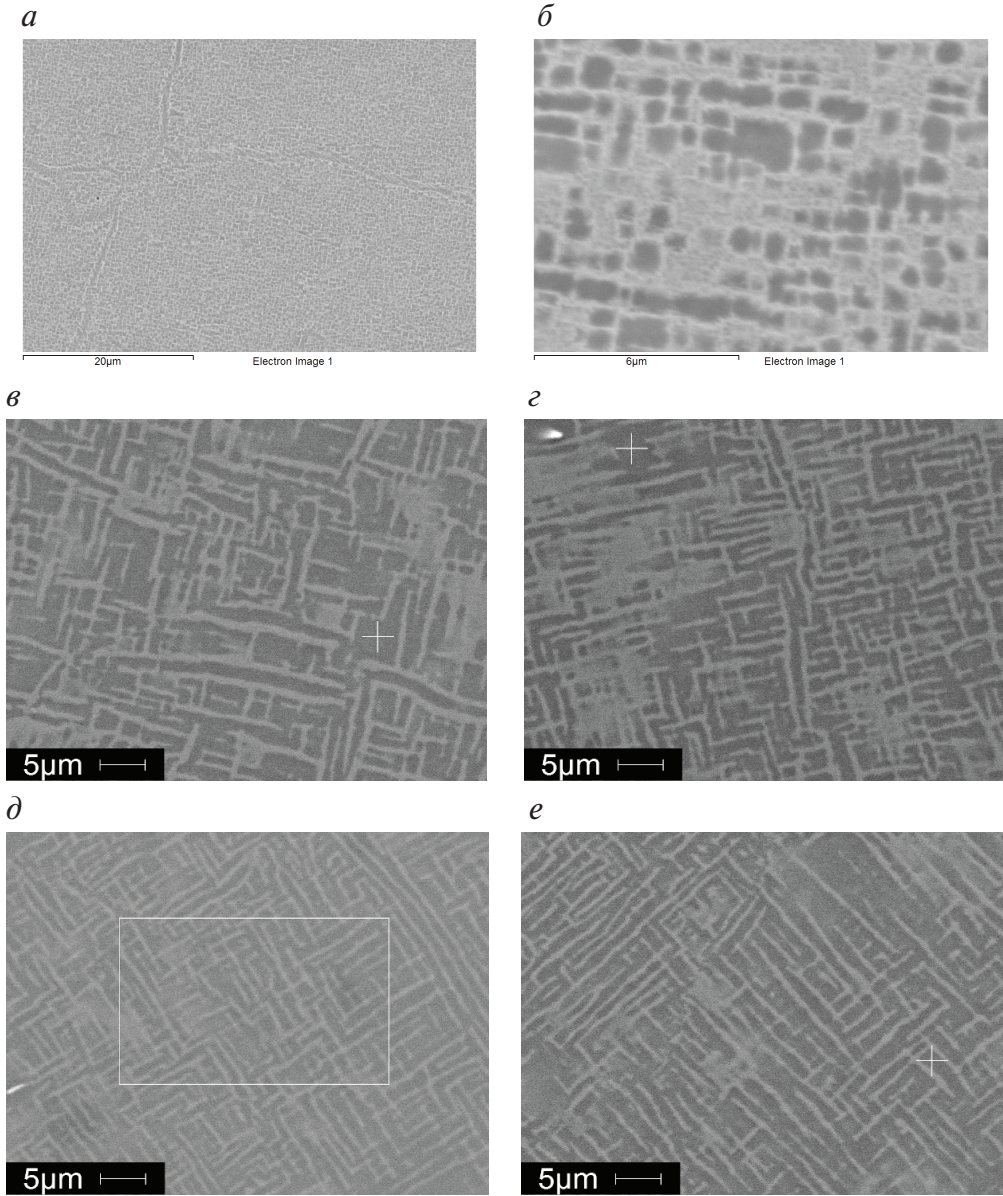


Рис. 6.10. Структура (РЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001]  
после высокотемпературных выдержек:

$a - T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 5 ч;  $б - T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 ч;  $в - T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч;  
 $г - T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч;  $д - T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч;  $е - T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч

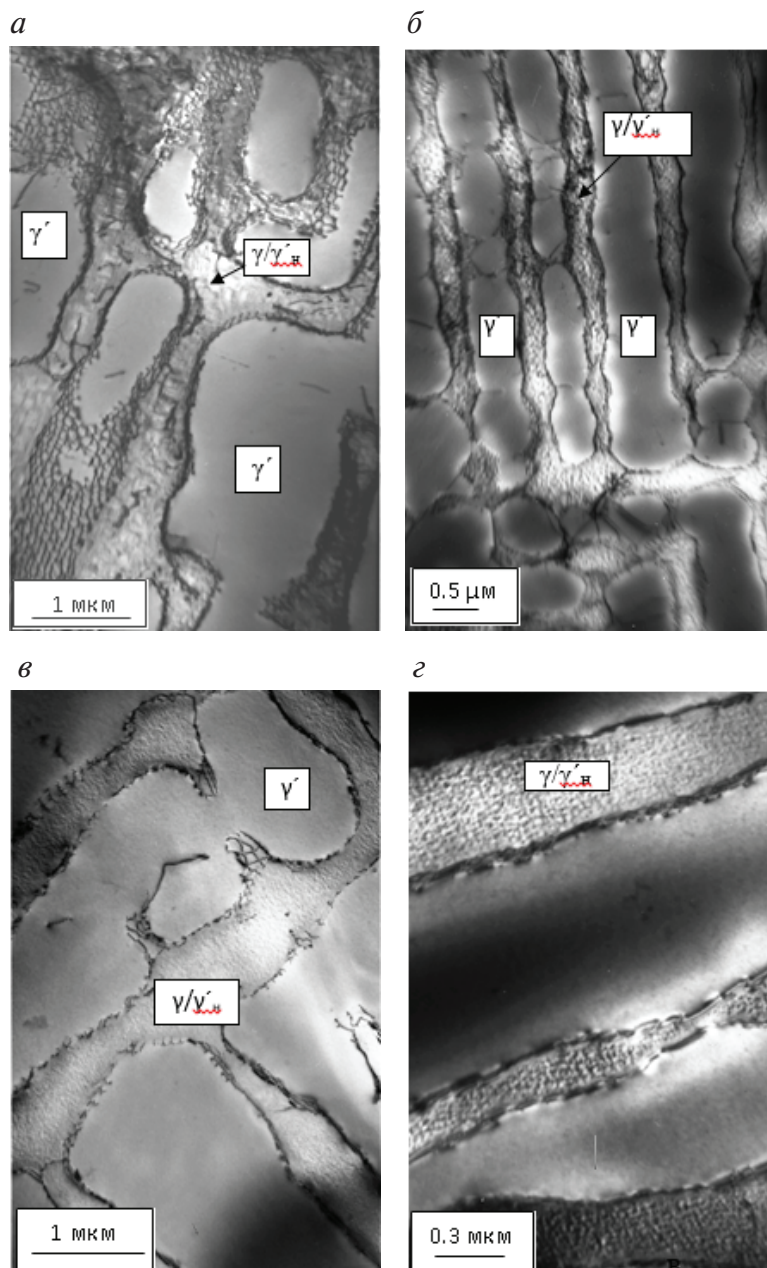


Рис. 6.11. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *б* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч;  
*в* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч



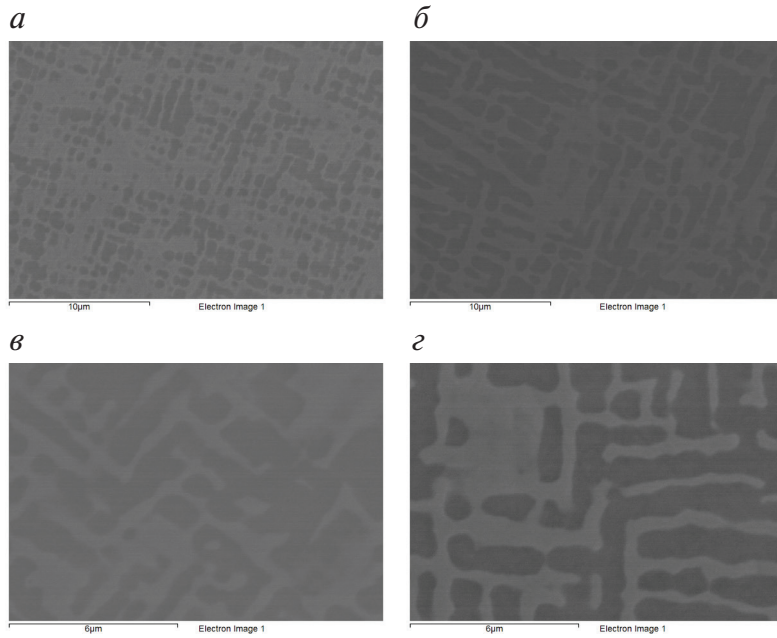


Рис. 6.12. Структура (РЭМ) сплава ВЖМ5-ВИ  
после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 200 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *в* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч

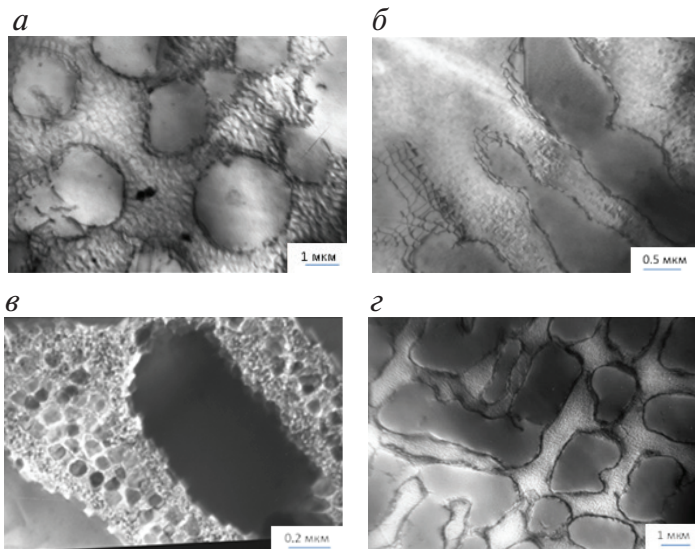


Рис. 6.13. Структура (ПЭМ) сплава ВЖМ5-ВИ  
после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 200 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *в* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч



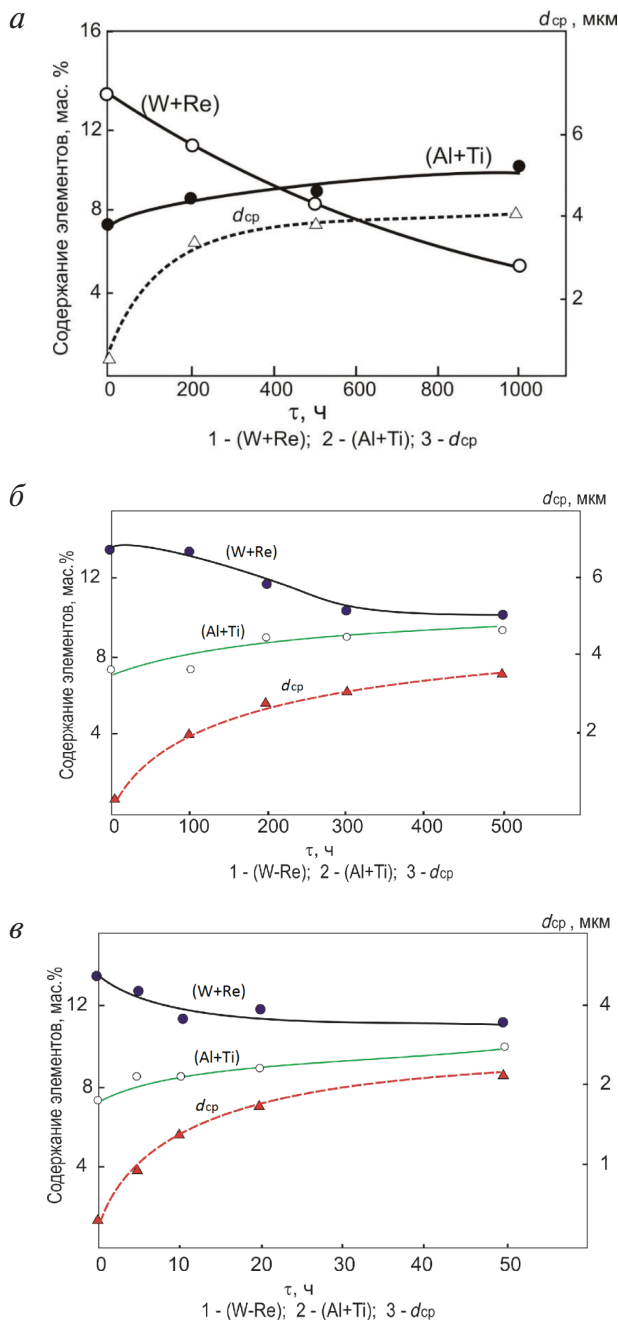


Рис. 6.14. Изменение содержания легирующих элементов в первичной  $\gamma'$ -фазе  $Ni_3Al$  и ее среднего размера ( $d_{cp}$ ) в сплаве ЖС36-ВИ в процессе выдержек:  
 а — при 1100 °C; б — при 1150 °C; в — при 1200 °C

При изменении Al, Ti, W и Re в первичной  $\gamma'$ -фазе, а также ее среднего размера в процессе высокотемпературных выдержек видно, что в процессе выдержек происходит значительный рост размера первичной  $\gamma'$ -фазы, ее обогащение Al, Ti и значительное уменьшение содержания W и Re (рис. 6.14).

Таким образом, в сплаве ЖС36-ВИ [001] при высокотемпературных выдержках происходит изменение фазового состава, морфологии и размеров  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз.

При высокотемпературных выдержках происходит и рост прослоек  $\gamma$ -твердого раствора, и значительное его обогащение тугоплавкими элементами W, Re, Cr, Mo. При охлаждении образцов от температуры выдержки на воздухе происходит распад  $\gamma$ -фазы по схеме  $\gamma \rightarrow \gamma_n + \gamma'_n$  и образуется ультрамелкодисперсная смесь ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ) наноразмерного уровня (рис. 6.15, 6.16). Мелкие частицы  $\gamma'_n$ -фазы имеют размеры 20–60 нм, а прослойки  $\gamma_n$ -фазы между частицами  $\gamma'_n$  имеют толщину порядка 10–20 нм. Формирование  $\gamma'_n$ -фазы также происходит на границах крупной  $\gamma'$ -фазы со смесью ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ).

В темнопольном изображении в сверхструктурном рефлексе  $(001)_{\gamma'}$  «светятся» крупные частицы первичной  $\gamma'$ -фазы и вторичные ультрамелкодисперсные частицы  $\gamma'_n$ -фазы (рис. 6.16).

Наноразмерные частицы  $\gamma'_n$  изменяют свою форму и размер в зависимости от температуры выдержки: при  $T = 1050 \dots 1100$  °C они имеют округлую форму в матрице из  $\gamma$ -фазы (рис. 6.16, а, б), а при  $T > 1150$  °C частицы  $\gamma'_n$ -фазы принимают кубовидную ограниченную форму (рис. 6.16, в, г) и их размер увеличивается с 20 по 100 нм.

На границе первичная  $\gamma'$ -фаза/ $(\gamma'_n + \gamma_n)$ -частицы  $\gamma'_n$ -фазы имеют вытянутую форму вдоль границы раздела и их размер составляет более 100 нм в длину (рис. 6.16, а, б).

На границе раздела крупная (первичная)  $\gamma'$ -фаза/ $(\gamma'_n + \gamma_n)$  в плоскости фольги видны дислокационные скопления (рис. 6.17, а–в) от нескольких систем скольжения, что свидетельствует о срыве когерентности между  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазами.

Извилистость линий дислокаций, вероятно, связана с наличием у этих границ раздела  $\gamma'_n$ -фазы наноразмерного уровня (рис. 6.17, б, в). На рис. 6.17, г показан контраст дислокаций на границе раздела первичная  $\gamma'$ -фаза/ $(\gamma'_n + \gamma_n)$ , а также отдельные дислокации на фоне  $(\gamma'_n + \gamma_n)$ -структуры.

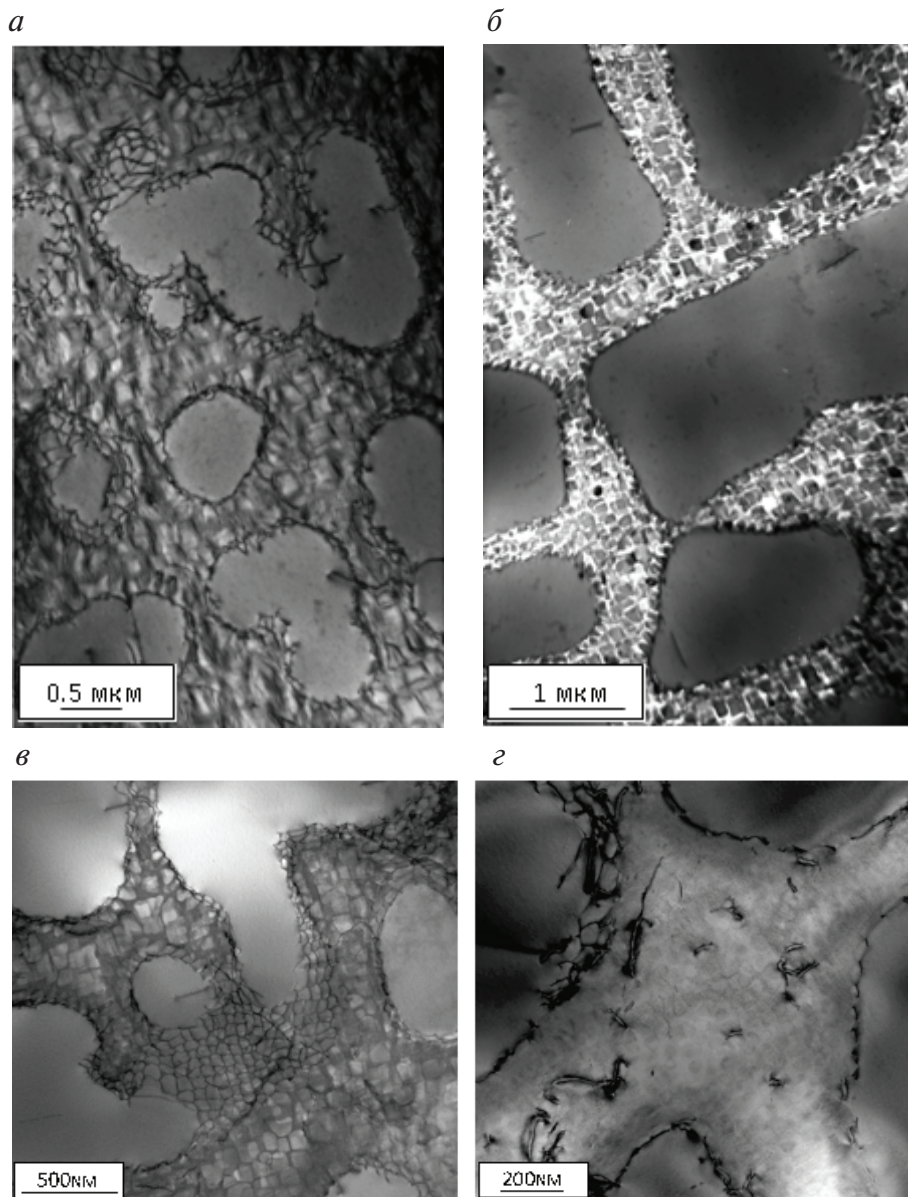


Рис. 6.15. Структурное состояние ( $\gamma'_{\text{первичная}}$  + смесь  $\gamma_{\text{н}}/\gamma'_{\text{н}}$  наноразмерного уровня) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *в* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч

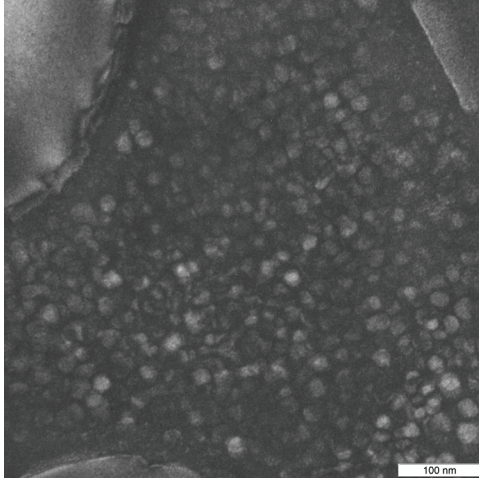
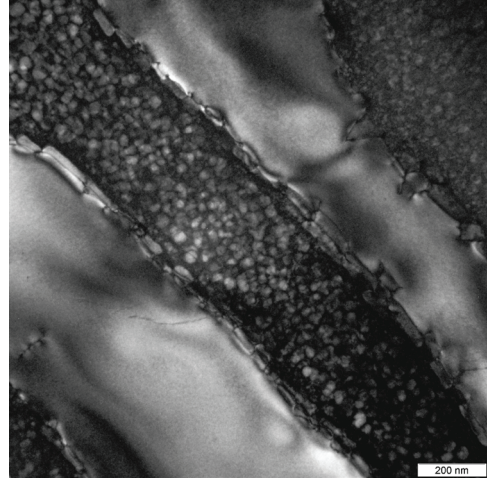
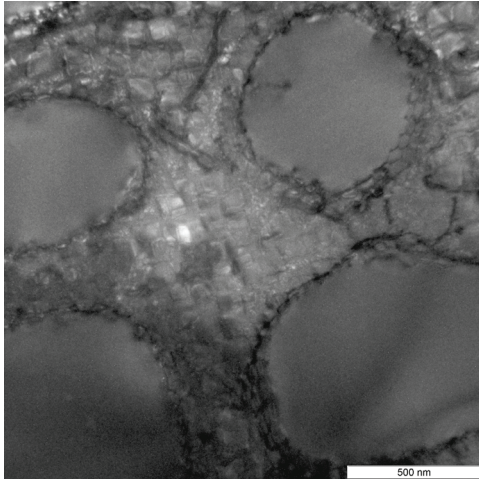
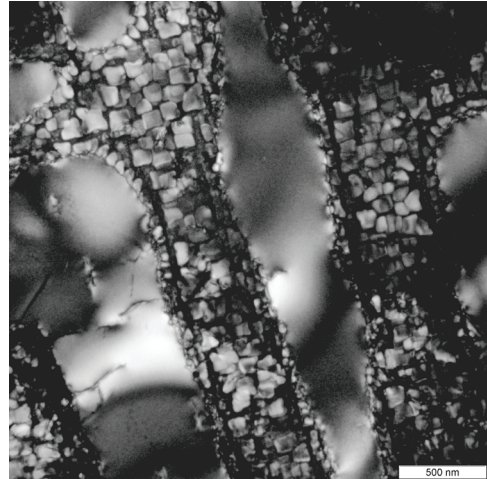
*a**б**в**г*

Рис. 6.16. Темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе  $(001)_{\gamma'}$  тонкой структуры сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *б* —  $T = 1100^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *в*, *г* —  $T = 1150^{\circ}\text{C}$ , 500 ч

Аналогичные изменения структуры и химического состава фаз после длительных высокотемпературных выдержек наблюдаются и в монокристаллическом сплаве ВЖМ5-ВИ (рис. 6.18, 6.19). Длительная выдержка сплава ВЖМ5-ВИ при высокой температуре приводит к значительному изменению химического состава  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз; такие эле-



менты сплава, как Cr, Co, Mo, W и Re, концентрируются в мелкодисперсной смеси ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ), а Al, Ti, Ni и Ta — в крупной  $\gamma'$ -фазе. Следует подчеркнуть, что Re в основном входит в  $\gamma$ -твердый раствор, а Ta — в  $\gamma'$ -фазу.

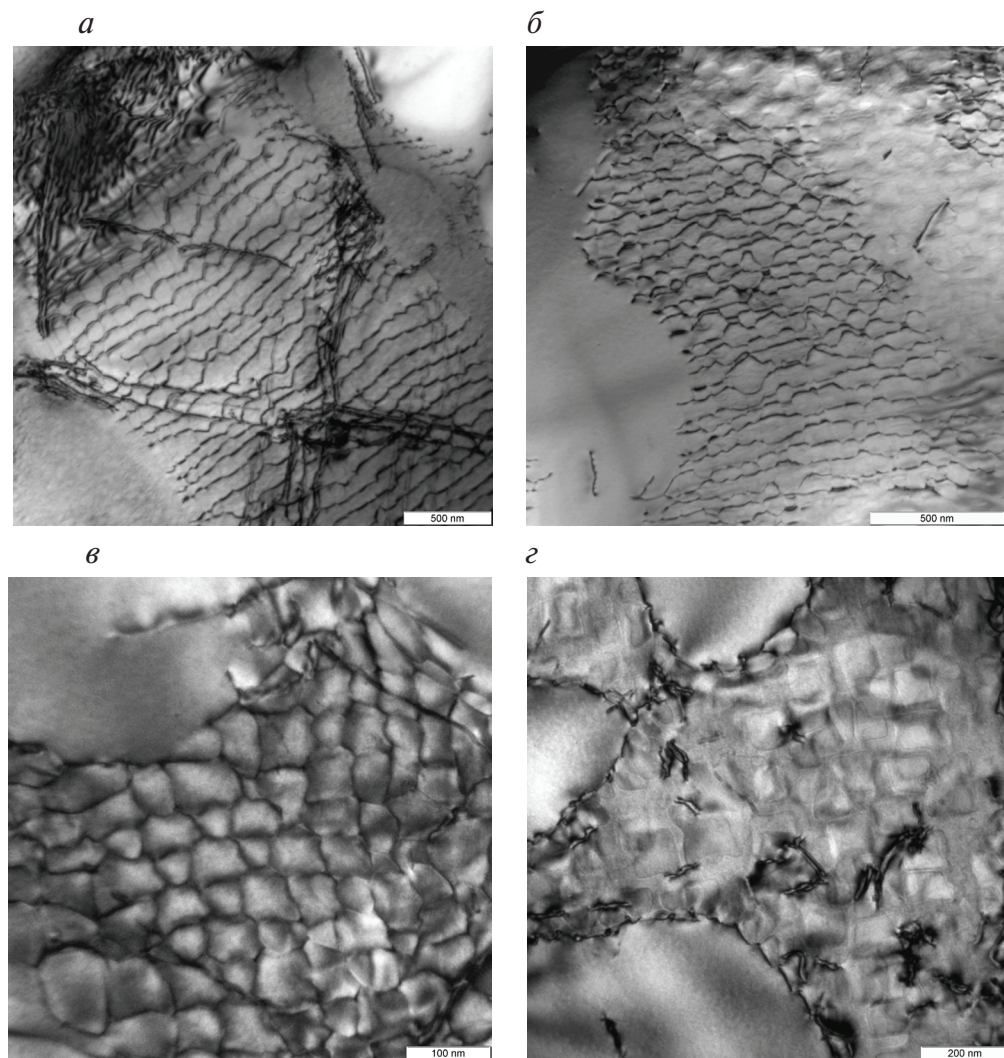


Рис. 6.17. Светлопольное изображение границ  $\gamma'/( \gamma'_n + \gamma_n )$  в сплаве ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:  
 а, б, в — граница  $\gamma'/( \gamma'_n + \gamma )$  почти параллельна плоскости фольги сплава;  
 з — граница  $\gamma'/( \gamma'_n + \gamma )$  в плоскости фольги сплава

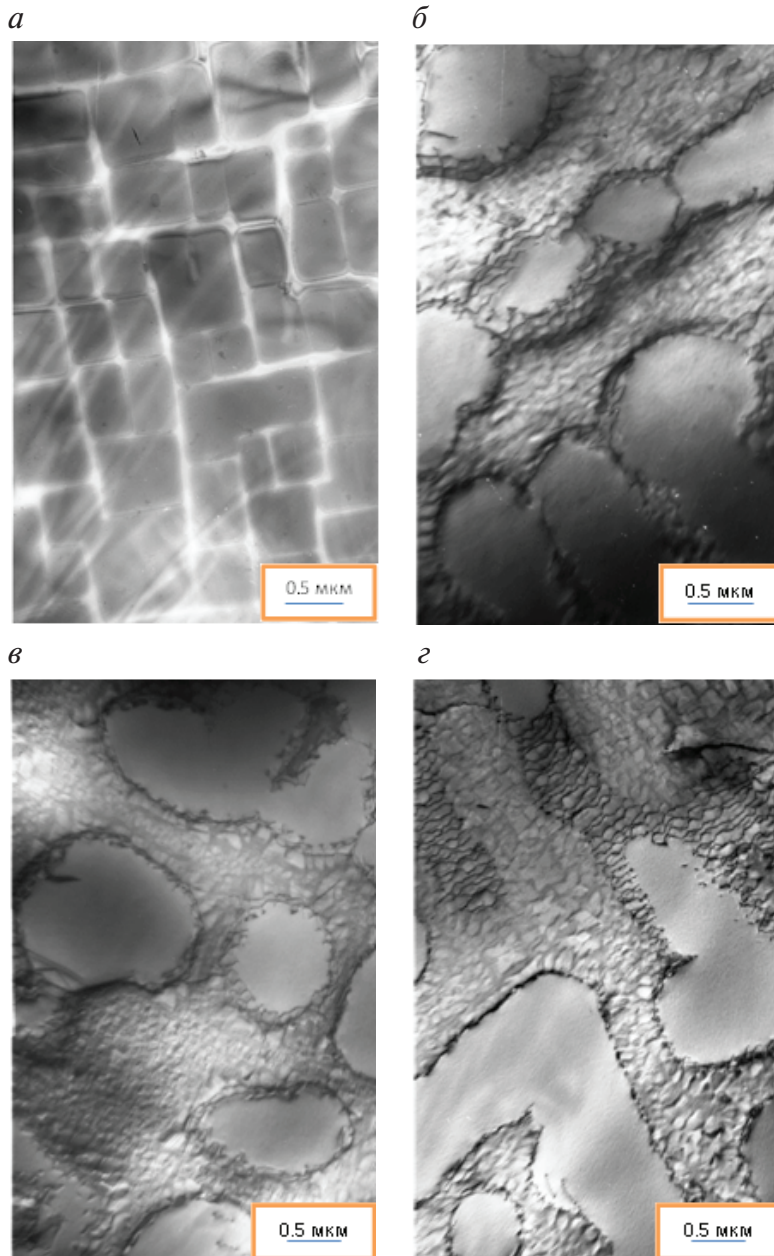
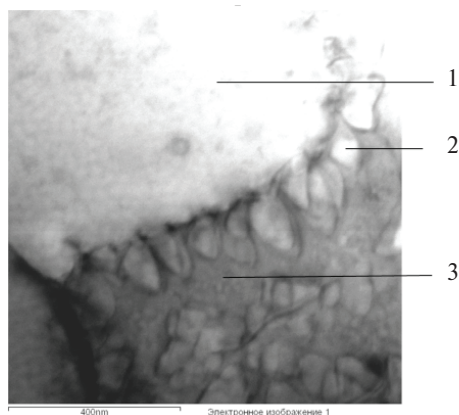


Рис. 6.18. Изменение тонкой структуры (ПЭМ) сплава ВЖМ5-ВИ после выдержек при  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

$a$  — исходная;  $b$  — 200 ч;  $v$  — 500 ч;  $z$  — 1000 ч



Состав $\gamma$ - и $\gamma'$ -фаз в сплаве ВЖМ5-ВИ, мас. %							
Зона анализа	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re
1 — крупная $\gamma'$ -фаза	1,86	6,73	71,36	1,52	11,33	5,90	—
2 — наноразмерная $\gamma'_n$ -фаза	2,88	7,19	70,07	2,04	8,96	7,89	—
3 — наноразмерная смесь ( $\gamma_n + \gamma'_n$ )-фаз	7,3	12,49	55,25	3,6	2,3	8,70	10,11

Рис. 6.19. Тонкая структура и состав  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз сплава ВЖМ5-ВИ после выдержки при  $T = 1150^\circ\text{C}$ , 500 ч

Таким образом, монокристаллические безуглеродистые сплавы ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ после высокотемпературной выдержки в интервале  $1050\text{--}1200^\circ\text{C}$  и охлаждения имеют следующее структурное состояние: крупная  $\gamma'_{\text{первичная}}$  + мелкодисперсная смесь  $\gamma_n/\gamma'_n$  наноразмерного уровня. Изменение химического состава  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз приводит к значительному изменению параметров кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз и возникновению напряжений на межфазных границах. При релаксации этих напряжений возникают дислокации на границе  $\gamma/\gamma'$ -фаз, а также парные дислокации. Частицы наноразмерного уровня  $\gamma'_n$  формируются практически без дислокационных сеток, поэтому они находятся в более напряженном состоянии, чем частицы первичной  $\gamma'$ -фазы.

Рассмотрим тонкую структуру сплава ЖС32-ВИ после выдержек образцов при различных температурах (рис. 6.20).

Для сплава ЖС32-ВИ, содержащего углерод, характерно прежде всего возникновение интерметаллидных фаз ( $\sigma$ ,  $\mu$ ) на основе тугоплавких элементов (Ta, Re, Mo, W). Поэтому данные процессы наиболее активно развиваются в осях дендритов. Альтернативная карбидная ре-



акция типа  $MC \rightarrow M_6C$  выражена относительно слабо, очевидно, как вследствие дефицита металлических элементов, так и из-за высокой стабильности первичных карбидов  $MC$  на основе Ta и Nb.

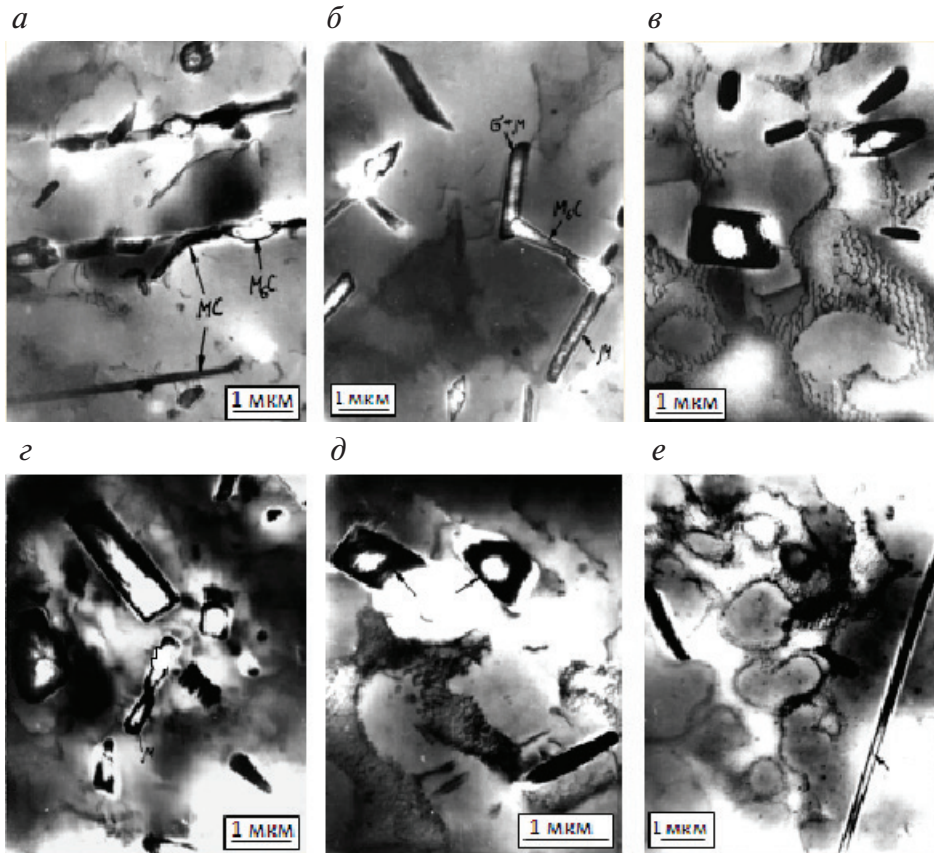


Рис. 6.20. Тонкая структура (ПЭМ) и образование избыточных фаз в сплаве ЖС32-ВИ после различных выдержек при температурах на воздухе: *а, б* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 300\text{ ч}$ ; *в, г* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 200\text{ ч}$ ; *д, е* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 100\text{ ч}$

При оценке результатов испытаний сплава ЖС32-ВИ на экстремальных тепловых нагрузках заслуживает внимания установленный факт большой термической стабильности зон эвтектических колоний в сплаве ЖС32-ВИ, для которого не характерна карбидная реакция  $MC \rightarrow M_6C$  с соответствующим обеднением окружающего твердого раствора тугоплавкими элементами и снижением температуры растворения упрочняющей  $\gamma'$ -фазы.

## 6.2. Формирование топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз в ЖНС в процессе высокотемпературных выдержек

Основная особенность структуры сплава ЖС36-ВИ [001] после длительных высокотемпературных выдержек — образование ТПУ-фаз разной морфологии в интервале температур 1050–1200 °С (рис. 6.21).

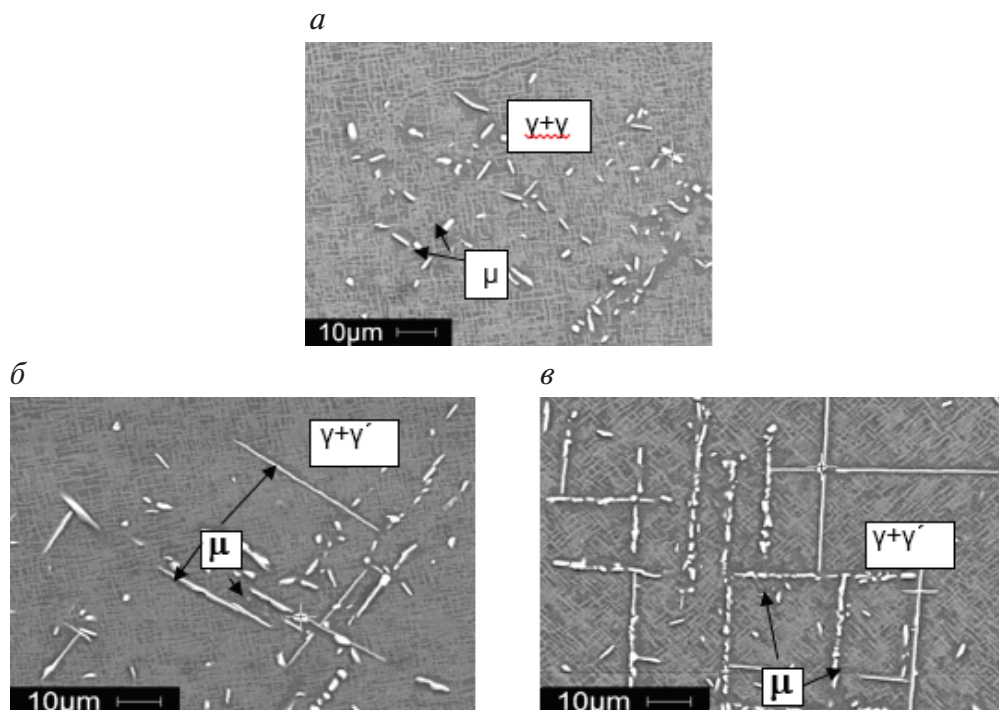
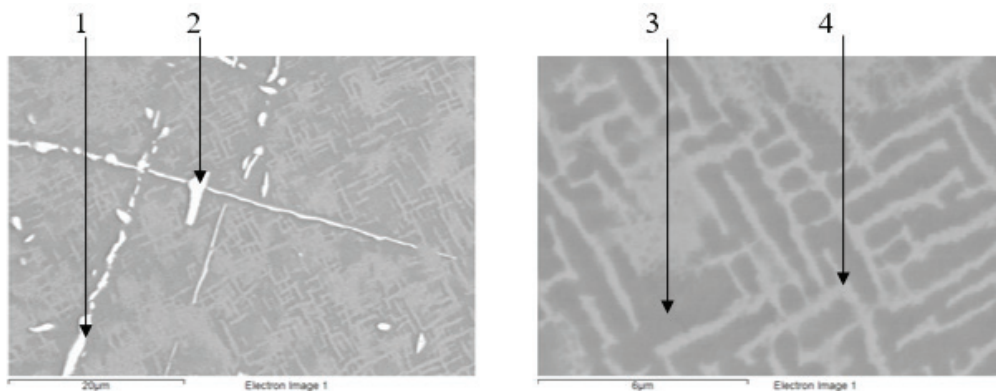


Рис. 6.21. ТПУ-фазы (РЭМ) в сплаве ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1150$  °С, 500 ч; *б* —  $T = 1100$  °С, 100 ч; *в* —  $T = 1050$  °С, 1000 ч

Результаты микрорентгеноспектрального анализа показывают, что ТПУ-фазы разной морфологии обогащены такими элементами, как W, Re, Cr, Mo, Co (рис. 6.22). Расшифровка электроннограмм показала, что эти ТПУ-фазы являются  $\mu$ -фазами типа  $(\text{Ni}, \text{Co})_7(\text{Cr}, \text{W}, \text{Re}, \text{Mo})_6$  различной морфологии и имеют примерно следующий средний состав, мас. %: 23Ni — 8Co — 40W — 20Re — 4Mo — 5Cr (табл. 6.4).



Эле- мент	Содержание элементов, мас. %, по данным микрорентгеноспектрального анализа			
	Спектр 1 ТПУ-фаза	Спектр 2 ТПУ-фаза	Спектр 3 крупная первичная $\gamma'$ -фаза	Спектр 4 прослойки вторичной смеси фаз ( $\gamma_n + \gamma'_n$ )
Al(K)	0,42	0,40	6,91	3,69
Ti(K)	0,40	0,37	1,37	0,81
Cr(K)	4,66	5,18	2,70	6,26
Co(K)	8,21	7,63	7,07	10,62
Ni(K)	20,25	18,11	67,97	56,65
Nb(K)	0,00	0,00	1,68	0,00
Mo(K)	5,10	4,39	0,00	1,55
W(K)	40,11	41,56	12,29	15,23
Re(K)	20,85	22,36	0,00	5,18

Рис. 6.22. Структура и химический состав фазовых составляющих сплава ЖС36-ВИ после выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$  в течение 500 ч

Таблица 6.4

**Химический состав ТПУ-фаз в сплаве ЖС36-ВИ  
после длительных высокотемпературных выдержек**

Форма частиц	Содержание элементов, мас. %					
	Ni	Co	Cr	Mo	W	Re
Глыбообразная	20,08	8,11	5,18	3,96	40,62	21,42
Округлая	20,05	7,68	4,45	3,59	44,85	18,25
Линзообразная	20,74	7,61	4,63	3,78	41,77	20,33
Игольчатая	26,18	8,03	4,63	4,27	40,52	14,77

Интенсивное образование  $\mu$ -фаз происходит в осях дендритной ячейки. Они выделяются из  $\gamma$ -твердого раствора, который обедняется тугоплавкими элементами Re, W, Mo, а вокруг  $\mu$ -фаз образуется оболочка из  $\gamma'$ -фазы. Между кристаллическими решетками  $\mu$ - и  $\gamma'$ -фаз выполняется строгое кристаллографическое ориентационное соотношение (ОС) одного из двух типов:  $(001)_{\mu} // \{111\}_{\gamma'}, <100>_{\mu} // (001)_{\gamma'}$  (тип ОС1) или  $(001)_{\mu} // \{111\}_{\gamma'}, <100>_{\mu} // (112)_{\gamma'}$  (тип ОС2). Морфологические и кристаллографические характеристики  $\mu$ -фаз свидетельствуют об их росте в  $\gamma'$ -фазе (рис. 6.23, 6.24), участков контакта  $\mu$ -фаз с  $\gamma$ -фазой не обнаружено.

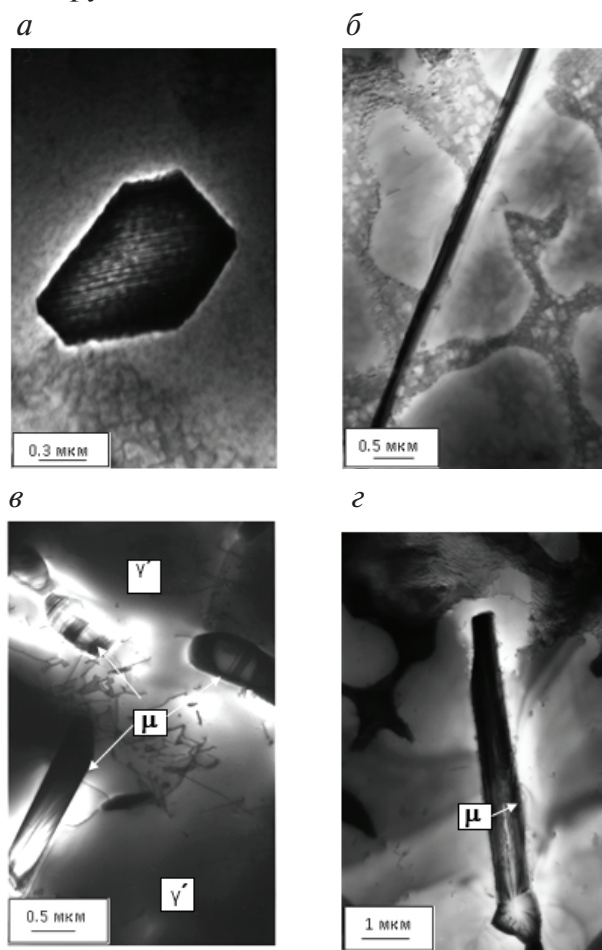


Рис. 6.23. Морфология  $\mu$ -фаз (ПЭМ) в сплаве ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 100 ч; *в* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч



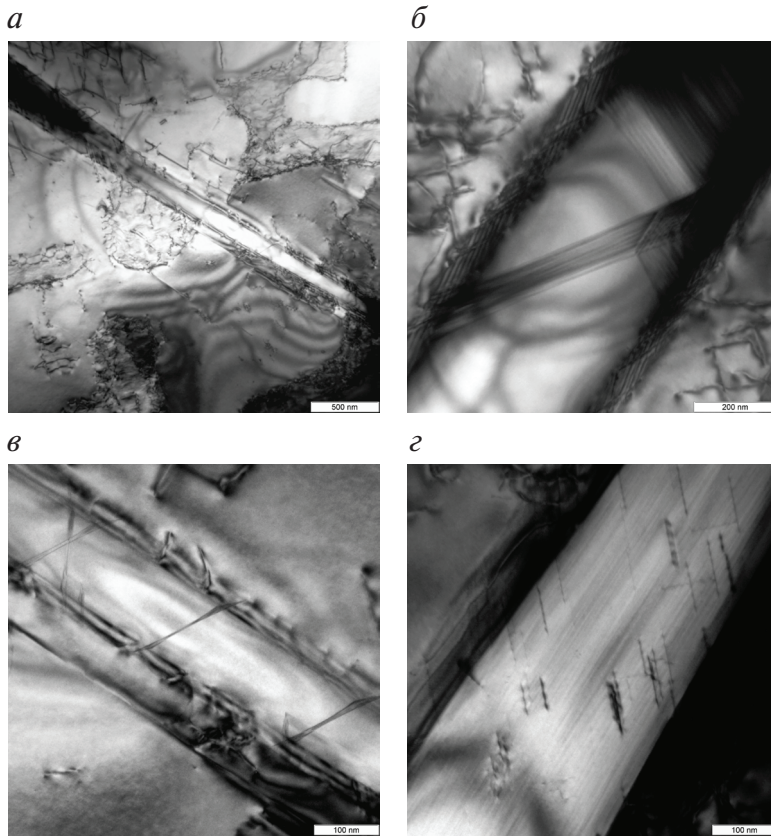


Рис. 6.24. Светлопольное изображение тонкой структуры  $\mu$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ [001] после выдержки при  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 500\text{ ч}$ :  
 а — экстинктивные контуры; б, в, з — дефекты кристаллической решетки

На рис. 6.24 показана тонкая структура  $\mu$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ. На острие  $\mu$ -фазы видны экстинктивные контуры (рис. 6.24, а), которые связаны с упругими напряжениями в  $\gamma'$ -фазе, возникающими при росте  $\mu$ -фазы. В  $\mu$ -фазе видны плоские дефекты кристаллической решетки: двойники или дефекты упаковки (рис. 6.24, б, в) и дислокации (рис. 6.24, з). В прилегающих объемах матрицы наблюдаются единичные дислокации, а вдоль границы  $\mu/\gamma'$ -фаза — параллельные дислокации.

Результаты определения состава фаз в сплаве ЖС36-ВИ показывают, что в процессе тепловых выдержек первичная  $\gamma'$ -фаза обогащается Al при одновременном уменьшении содержания в ней W и Re (табл. 6.5). Матрица из  $\gamma'$ -фазы вокруг  $\mu$ -фазы по сравнению с первичной  $\gamma'$ -фазой, наоборот, обогащена W, Re, и в ней происходит снижение содержание Al.

Структурная составляющая ( $\gamma + \gamma'$ ) между выделениями  $\mu$ -фаз по своему химическому составу близка к составу сплава в осях дендритной ячейки. Это подтверждает, что  $\mu$ -фазы расположены преимущественно в осях дендритов.

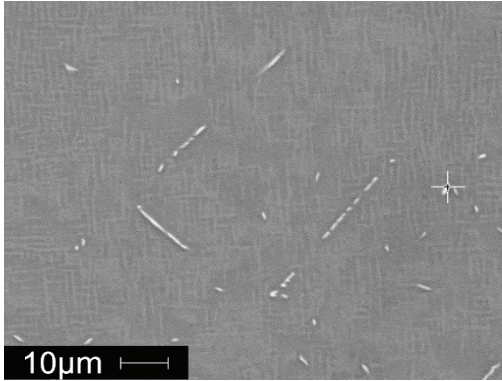
Аналогичные выделения  $\mu$ -фаз наблюдаются и в сплаве ВЖМ5-ВИ после проведения высокотемпературных выдержек (рис. 6.25, 6.26).

Таблица 6.5

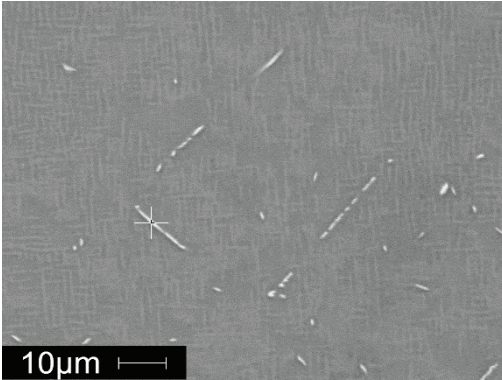
Состав структурных составляющих сплава ЖС36-ВИ [001]

Режим термической выдержки	Элемент структуры (фаза)	Содержание элементов, в мас. %, по данным микрорентгеноспектрального анализа								
		Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
Исходный после полной термической обработки	Средний химический состав	5,8	1,1	4,0	7,0	65,7	1,1	1,6	11,7	2,0
	Структурная составляющая ( $\gamma + \gamma'$ ) в осях	4,95	1,25	4,04	8,55	59,46	0	1,41	15,36	4,49
	Структурная составляющая ( $\gamma + \gamma'$ ) в междоосном пространстве	6,18	1,22	3,64	7,98	63,86	1,2	1,27	11,74	2,71
$T = 1150^\circ\text{C}$ , 500 ч	Крупная первичная $\gamma'$ -фаза	7,41	1,57	2,61	7,6	67,65	1,62	1,19	10,35	0
	$\mu$ -Фаза (линза)	0,62	0,36	4,22	7,69	21,33	0	3,68	43,53	18,66
	$\gamma'$ -Фаза вокруг $\mu$ -фазы	0,62	1,72	1,93	6,79	67,36	1,58	1,09	11,43	1,11
	( $\gamma + \gamma'$ ) между $\mu$ -фазами	3,81	0,62	5,26	10,07	58,61	0,62	2,01	15,62	3,14
	Прослойки вторичной смеси ( $\gamma_{\text{н}} + \gamma'_{\text{н}}$ )	4,49	1,17	4,37	9,29	61,31	1,33	2,27	14,08	1,74

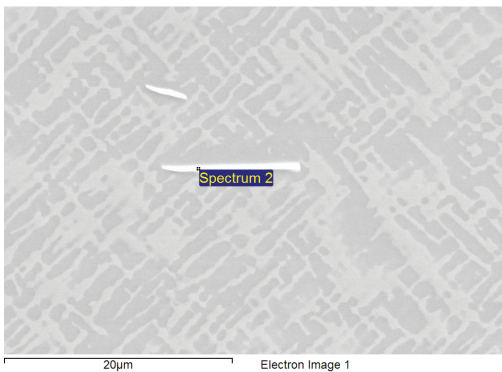
Объемная доля  $\mu$ -фаз в структуре сплавов ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ определяется главным образом кинетическим фактором, а именно: процессами диффузии W, Re, Mo, Cr в  $\gamma$ -твердом растворе и Al, Ti, Nb, Ta в  $\gamma'$ -фазе, а также скоростью образования зародышей  $\mu$ -фаз. Важную роль в образовании и росте  $\mu$ -фазы играет перераспределение Ni между  $\gamma$ -твердым раствором и первичной  $\gamma'$ -фазой при высокотемпературных выдержках. Скорость диффузии атомов этих элементов в свою очередь определяется температурой и степенью легированности  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз.

*a*

Element	Wt %	At %
AlK	03,33	10,61
NbL	00,66	00,61
MoL	06,30	05,64
TiK	00,57	01,02
CrK	05,63	09,29
CoK	06,29	09,16
NiK	27,99	40,91
TaL	00,00	00,00
W L	14,90	06,96
ReL	34,33	15,82

*б*

Element	Wt %	At %
AlK	03,51	10,95
NbL	00,52	00,47
MoL	05,69	05,00
TiK	00,65	01,14
CrK	04,92	07,97
CoK	06,51	09,29
NiK	30,25	43,38
TaL	03,54	01,65
W L	14,49	06,63
ReL	29,92	13,52

*в*

Element	Wt %	At %
AlK	03,51	10,95
NbL	00,52	00,47
MoL	05,69	05,00
TiK	00,65	01,14
CrK	04,92	07,97
CoK	06,51	09,29
NiK	30,25	43,38
TaL	03,54	01,65
W L	14,49	06,63
ReL	29,92	13,52

Рис. 6.25. ТПУ-фазы (РЭМ) и их химический состав в осях дендритной ячейки сплава ВЖМ5-ВИ после высокотемпературных выдержек:

*a, б* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч; *в* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч



Таким образом, в процессе длительных выдержек в интервале температур 1050–1200 °С из-за ликвационной неоднородности сплавов и диффузионных процессов перераспределения элементов W, Re, Cr, Mo, Co, Ni и Al, Ti, Nb, Ta в  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазах происходит образование  $\mu$ -фаз, которые окружены матрицей из  $\gamma'$ -фазы. При этом происходит изменение химического состава ТПУ-фаз в зависимости от температуры выдержки (рис. 6.26).

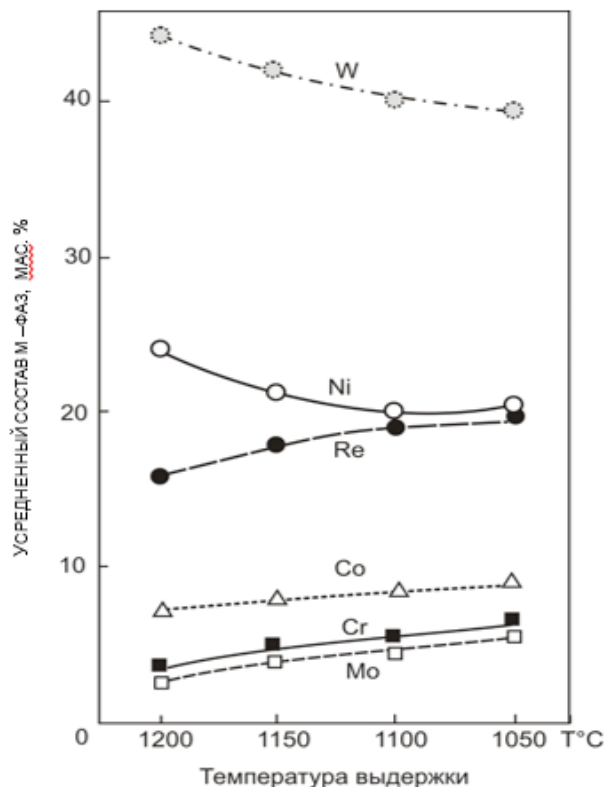


Рис. 6.26. Изменение химического состава  $\mu$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ после выдержек 50 ч при 1200 °С и 500 ч при 1150–1050 °С

На основании проведенных исследований построена температурно-временная область существования фаз в безуглеродистых сплавах ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ (рис. 6.27).

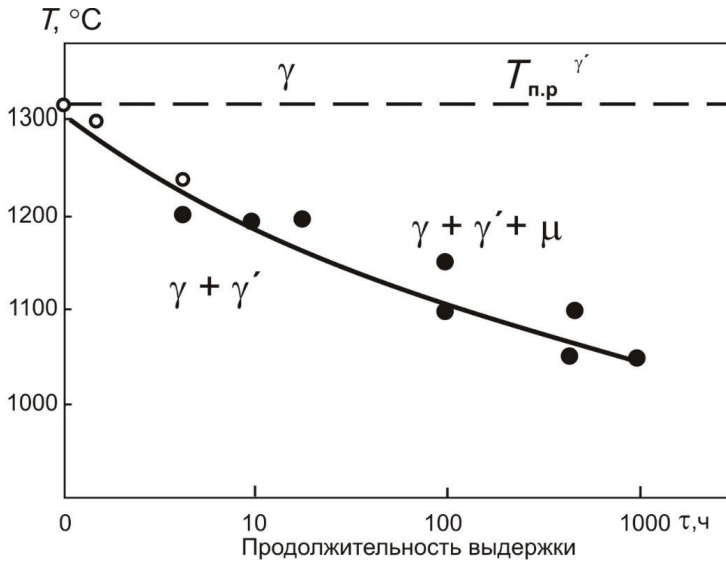


Рис. 6.27. Температурно-временные области существования фаз в безуглеродистых монокристаллических сплавах ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ:

○ —  $\mu$ -фаза отсутствует; • —  $\mu$ -фаза присутствует;  
 $T_{п.р}^{\gamma'}$  — температура полного растворения  $\gamma'$ -фазы

Нагревы при 1200–1300 °С в течение 1–50 ч приводят к образованию очень незначительного количества  $\mu$ -фаз, рассеянных по объему сплава, а при охлаждении от этих температур в сплаве выделяются новые упрочняющие частицы  $\gamma'$ -фазы (рис. 6.28 и 6.29). Изменение морфологии и размера  $\gamma'$ -фазы при этих нагревах происходит по ДСК-кривой. Структура сплавов при этом сходна с состоянием сплава после неполной гомогенизации с охлаждением на воздухе.

По сравнению с ДСК сплава после полной термообработки на кривых ДСК после высокотемпературных выдержек присутствуют дополнительные пики, что указывает на устойчивое фазовое состояние сплава после выдержек (рис. 6.30). Пик при 730 °С связан, вероятно, с началом растворения наночастиц  $\gamma'_n$ -фазы в прослойках  $\gamma$ -твердого раствора. При дальнейшем повышении температуры пики ДСК в интервале температур 800–900 °С вызваны начальными процессами растворения первичной  $\gamma'$ -фазы различного размера. Характер этих пиков зависит от температуры и времени выдержки образцов. В интервале температур 900–1040 °С пики связаны с процессами растворения  $\gamma'$ -частиц разных размеров (в междоузном пространстве, осях ден-

дритов), с эффектом их коагуляции и увеличения их размеров. Ярко выраженные пики  $d$ ДСК при  $T = 1016^\circ\text{C}$  и  $T = 975^\circ\text{C}$  соответствуют максимальной скорости этих процессов. При  $T > 1050^\circ\text{C}$  начинается разупорядочение в  $\gamma'$ -фазе  $\text{Ni}_3\text{Al}$  [24]. При  $T > 1200^\circ\text{C}$  начинаются процессы интенсивного растворения  $\gamma'$ -фазы в сплаве ЖС36-ВИ.

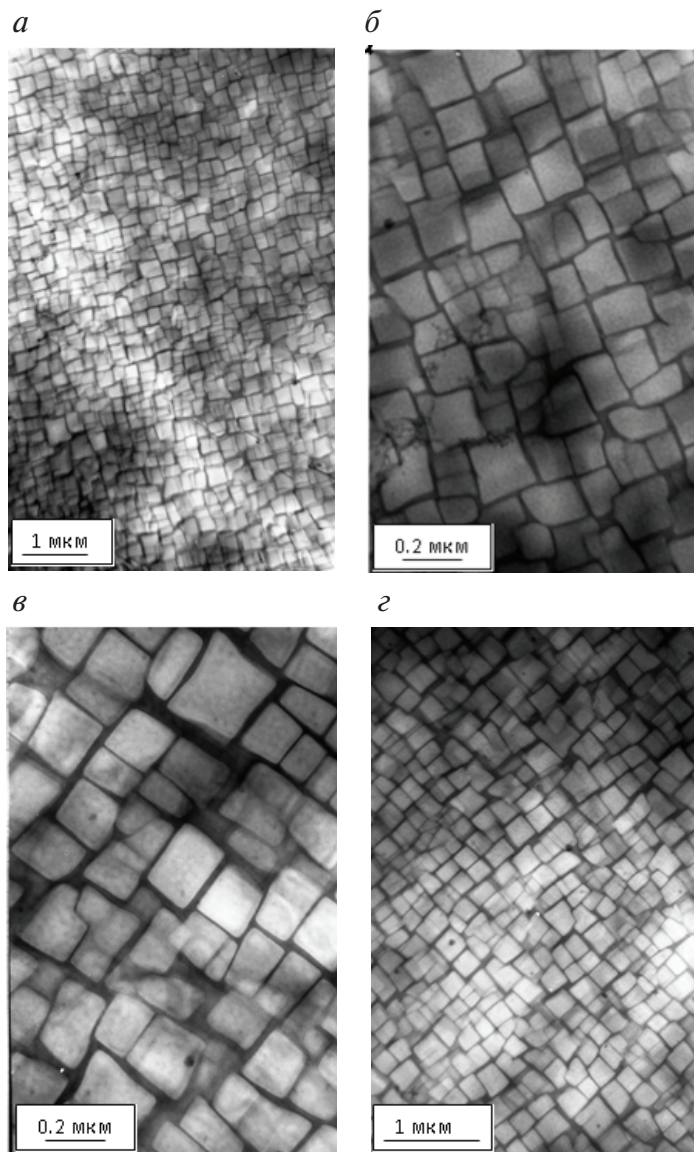


Рис. 6.28. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ после высокотемпературных выдержек:

$a, б$  —  $T = 1200^\circ\text{C}$ , 10 ч;  $в, г$  —  $T = 1300^\circ\text{C}$ , 1 ч

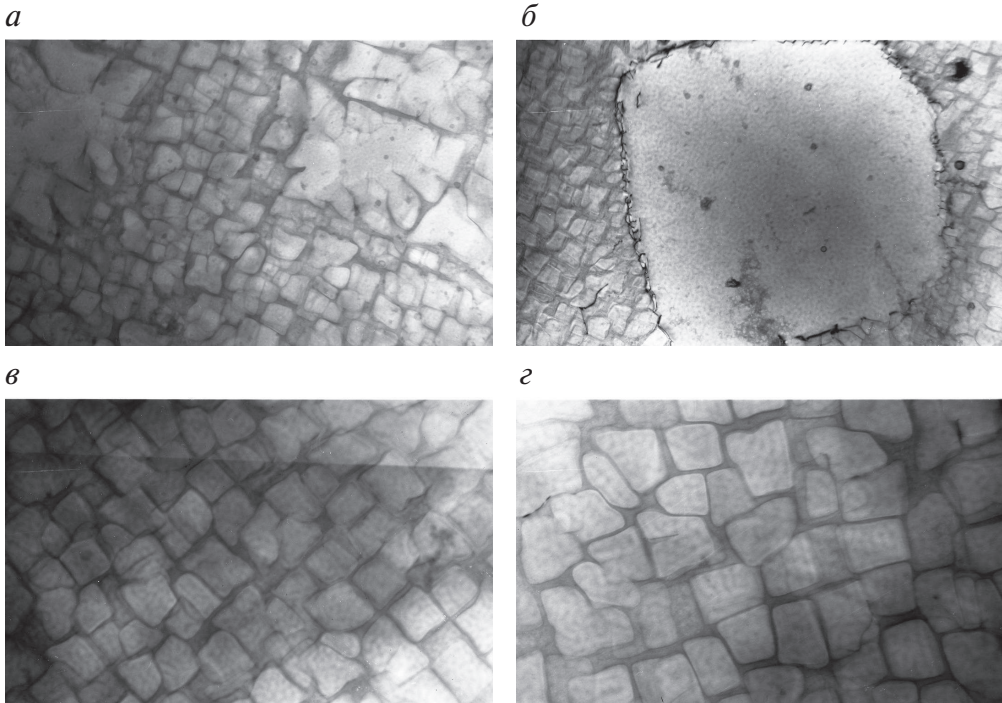
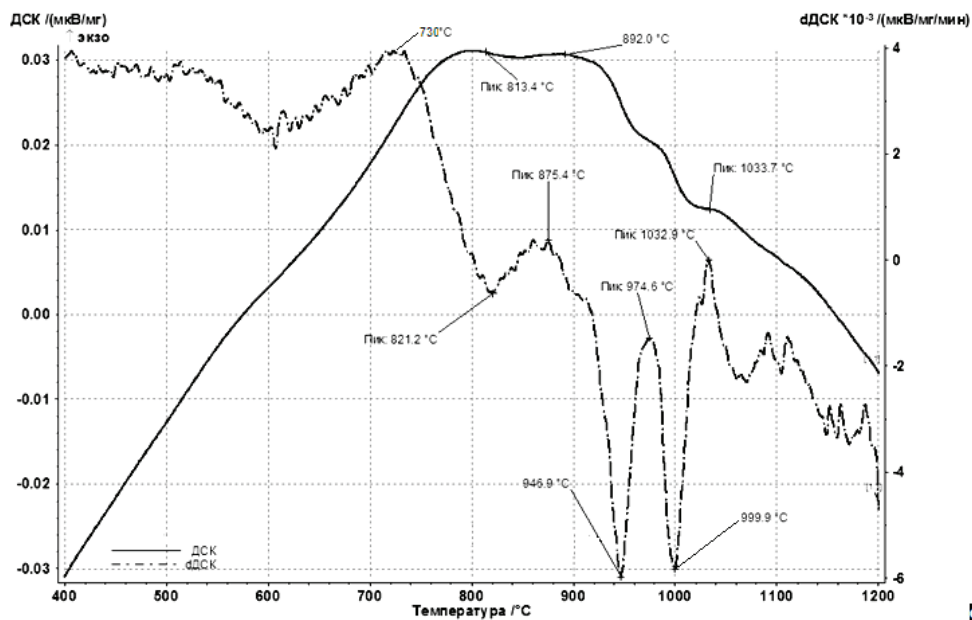


Рис. 6.29. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ВЖМ5-ВИ после высокотемпературных выдержек:  
 а, б —  $T = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 10 ч; в, г —  $T = 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 1 ч

Результаты исследования показывают, что пики ДСК и  $d$ ДСК смещаются в область больших температур с увеличением температуры и времени выдержки образцов.

Стабильное структурное состояние сплава ЖС36-ВИ после выдержек  $[\gamma' + (\gamma'_n + \gamma_n) + \mu\text{-фазы}]$  сохраняется при нагревах до  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Это подтверждается повторным измерением ДСК и полученной структурой сплава после охлаждения в калориметре (рис. 6.31, 6.32). С ростом температуры последующего нагрева сплава ЖС36-ВИ после высокотемпературных выдержек происходит также изменение морфологии  $\mu$ -фаз и их химического состава (рис. 6.33–6.36). При температуре выше гомогенизации сплава происходит растворение мелких  $\mu$ -фаз различного размера, а также коагуляции  $\mu$ -фаз в частицы округлой формы, которые значительно обогащены W, Re, Mo.

*a*



*б*

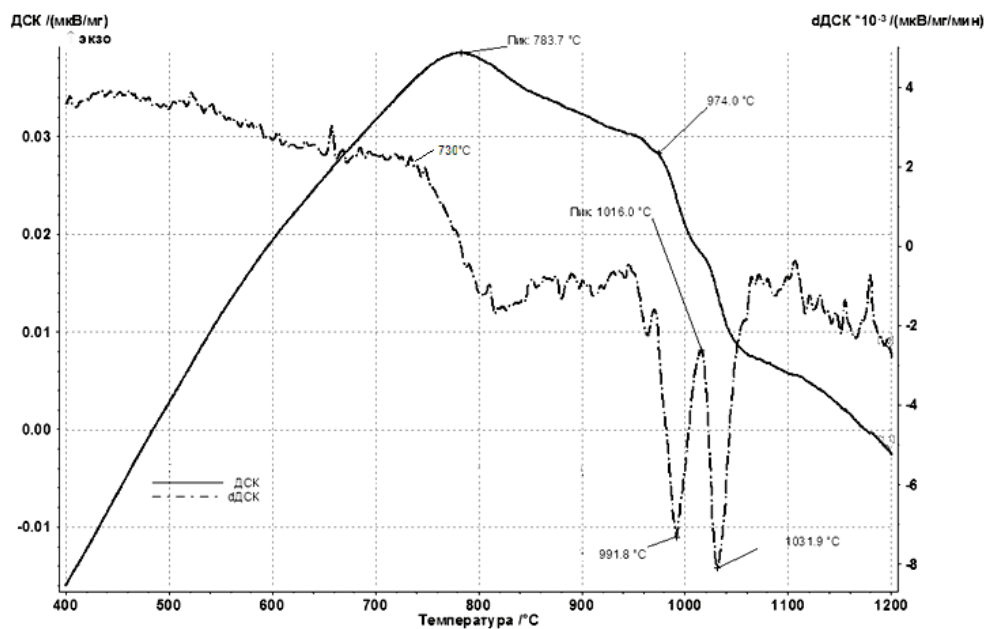


Рис. 6.30. ДСК (1) и производная  $dDSC$  (2) при нагреве образцов из сплава ЖС36-ВИ после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200$  °C, 20 ч; *б* —  $T = 1050$  °C, 1000 ч



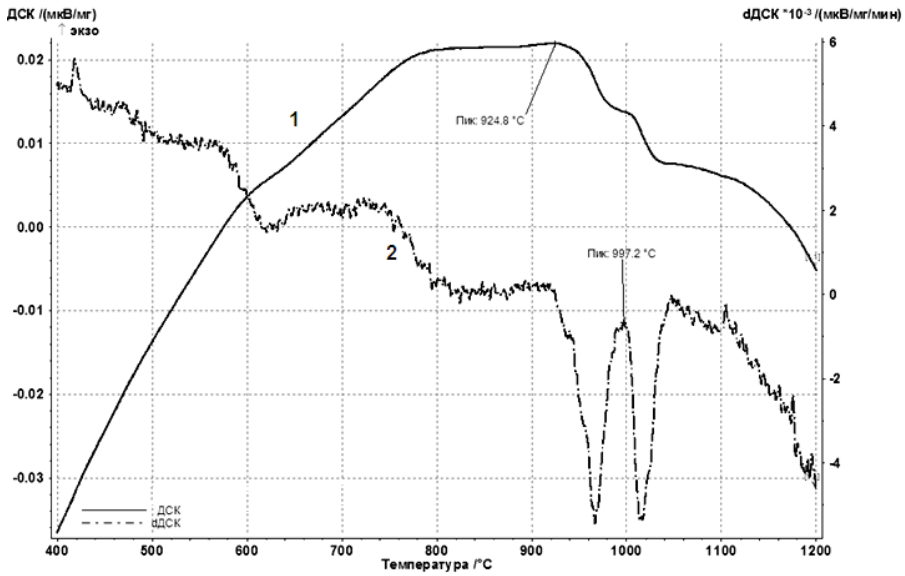


Рис. 6.31. ДСК (1) и производная  $d\text{ДСК}$  (2) при повторном нагреве образцов из сплава ЖС36-ВИ после выдержки при  $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч

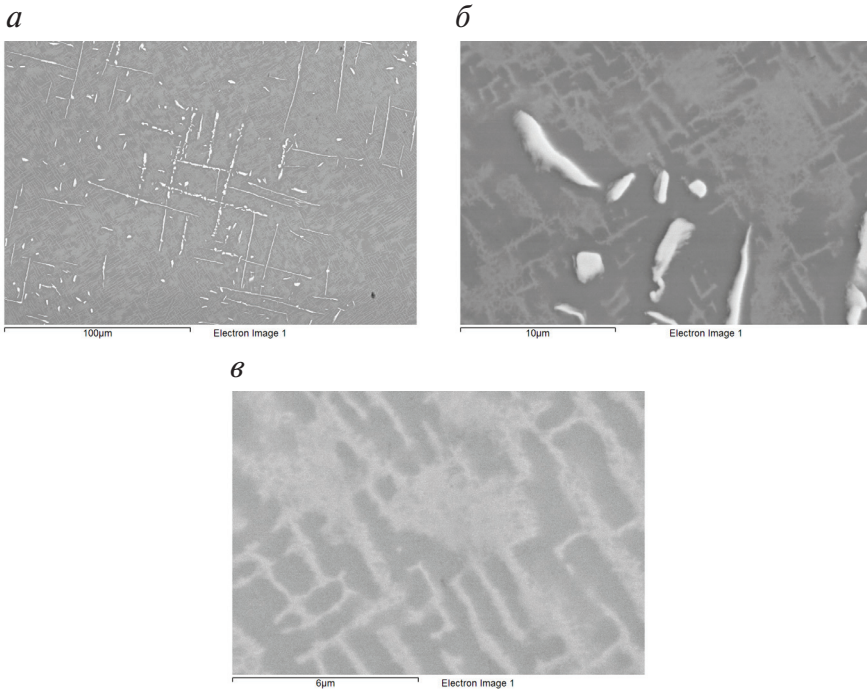


Рис. 6.32. Структура сплава ЖС36-ВИ после выдержки при  $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , 1000 ч (а), повторного измерения ДСК (б) и охлаждения в калориметре (в)

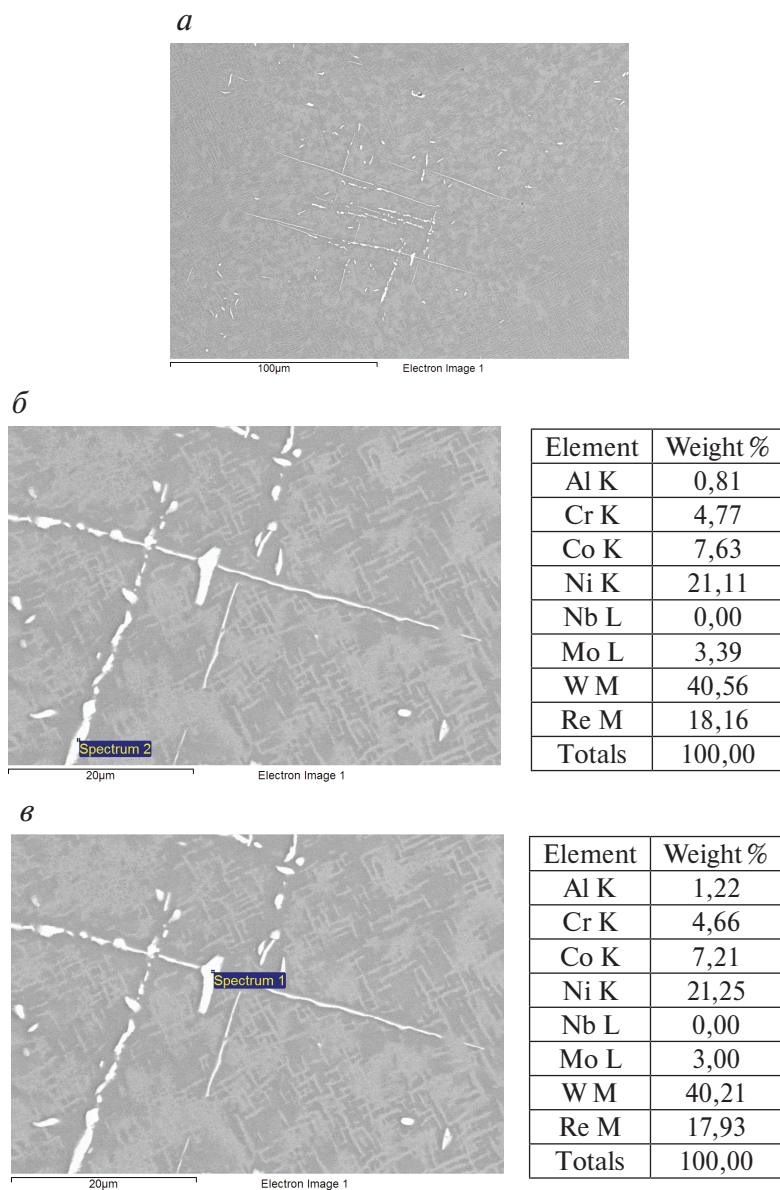
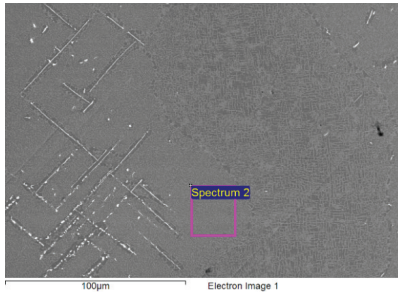
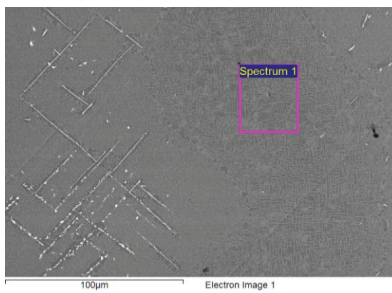


Рис. 6.33. Структура сплава ЖС36-ВИ (*a*) и химический состав  $\mu$ -фаз (*б*, *в*) после выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч и нагрева до температуры  $1200^\circ\text{C}$ , 20 мин

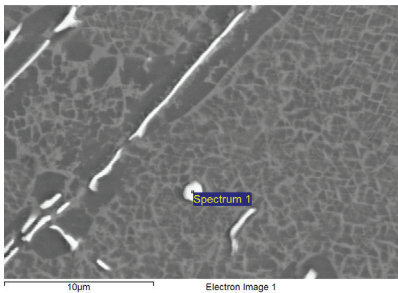


*a*

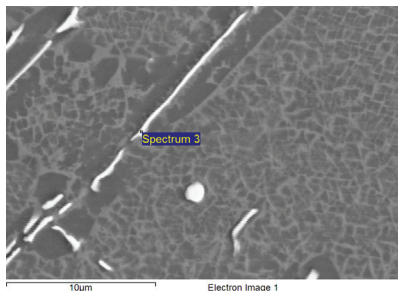
Element	Weight %	Atomic %
Al K	4,87	11,29
Ti K	1,17	1,53
Cr K	4,13	4,97
Co K	8,48	9,00
Ni K	61,80	65,84
Nb L	1,11	0,74
Mo L	1,17	0,76
W M	13,91	4,73
Re M	3,36	1,13
Totals	100,00	

*б*

Element	Weight %	Atomic %
Al K	5,29	12,03
Ti K	1,36	1,74
Cr K	4,24	4,99
Co K	7,74	8,05
Ni K	63,83	66,64
Nb L	1,06	0,70
Mo L	1,18	0,75
W M	13,35	4,45
Re M	1,94	0,64
Totals	100,00	

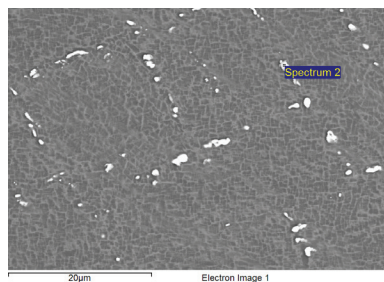
*в*

Element	Weight %	Atomic %
Al K	0,59	2,27
Ti K	0,36	0,78
Cr K	3,96	7,94
Co K	6,83	12,08
Ni K	20,71	36,79
Nb L	0,00	0,00
Mo L	3,72	4,05
W M	45,50	25,82
Re M	18,34	10,27
Totals	100,00	

*г*

Element	Weight %	Atomic %
Al K	1,55	5,25
Ti K	0,37	0,71
Cr K	4,12	7,25
Co K	7,50	11,65
Ni K	28,88	45,05
Nb L	0,00	0,00
Mo L	3,31	3,16
W M	38,70	19,27
Re M	15,58	7,66
Totals	100,00	

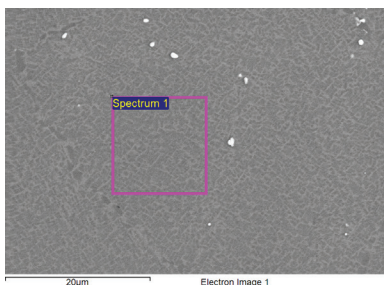
Рис. 6.34. Структура сплава ЖС36-ВИ (*a*, *б*) и химический состав  $\mu$ -фаз (*в*, *г*) после выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч и нагрева до температуры  $1260^\circ\text{C}$ , 20 мин



Element	Weight %	Atomic %
Al K	0,98	3,49
Ti K	0,30	0,59
Cr K	3,91	7,23
Co K	6,93	11,30
Ni K	27,00	44,19
Nb L	0,00	0,00
Mo L	3,10	3,10
W M	41,61	21,75
Re M	16,17	8,34
Totals	100,00	

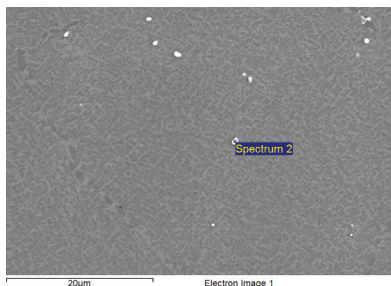
Рис. 6.35. Структура сплава ЖС36-ВИ и химический состав  $\mu$ -фаз после выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч и нагрева до температуры  $1320^\circ\text{C}$ , 20 мин

*a*



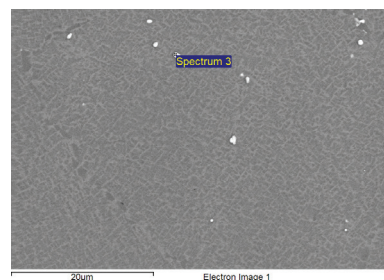
Element	Weight %	Atomic %
Al K	0,51	2,37
Ti K	0,00	0,00
Cr K	2,04	4,90
Co K	3,16	6,69
Ni K	14,65	31,09
Nb L	0,00	0,00
Mo L	1,99	2,58
W M	49,56	33,59
Re M	28,08	18,79
Totals	100,00	

*б*



Element	Weight %	Atomic %
Al K	0,87	3,61
Cr K	2,45	5,30
Co K	3,73	7,11
Ni K	19,72	37,76
Nb L	0,00	0,00
Mo L	2,93	3,43
W M	44,29	27,08
Re M	26,01	15,71
Totals	100,00	

*в*



Element	Weight %	Atomic %
Al K	4,92	11,51
Ti K	1,13	1,50
Cr K	3,88	4,71
Co K	8,29	8,88
Ni K	61,28	65,93
Nb L	0,00	0,00
Mo L	1,44	0,95
W M	15,01	5,15
Re M	4,06	1,38
Totals	100,00	

Рис. 6.36. Структура сплава ЖС36-ВИ (*a*) и химический состав  $\mu$ -фаз (*б*, *в*) после выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч и нагрева до температуры  $1350^\circ\text{C}$ , 20 мин

Изменения тонкой структуры сплава ЖС32-ВИ после высокотемпературных выдержек представлены на рис. 6.37.

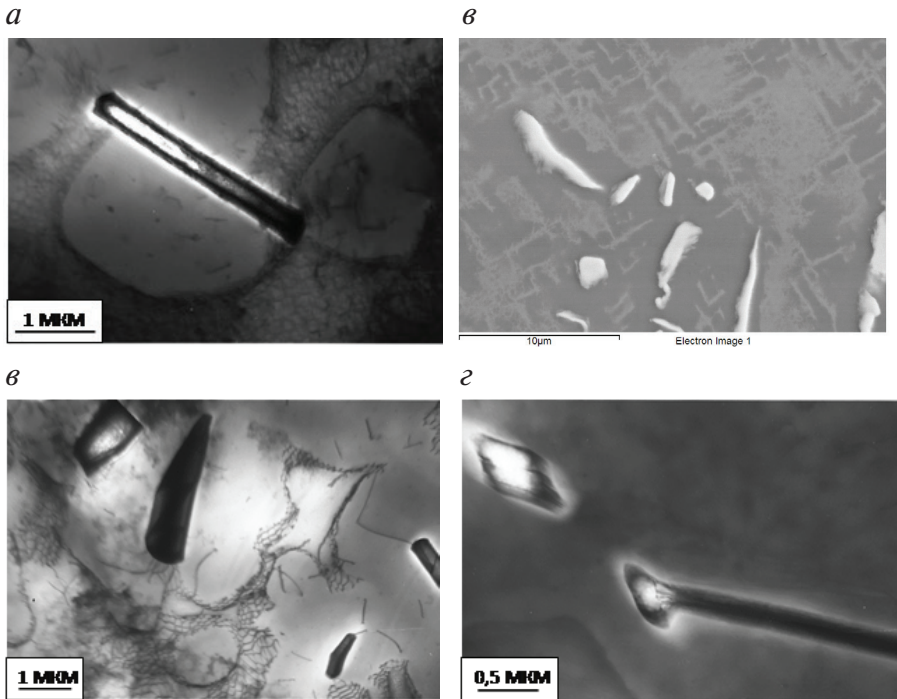


Рис. 6.37. Выделения вторичных фаз (ПЭМ) в сплаве ЖС32-ВИ после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 50 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *в* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *г* —  $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч

В сплаве ЖС32-ВИ длительные выдержки при  $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$  вызывают следующие структурные изменения:

1) в эвтектических колониях ( $\gamma/\gamma' + \text{MC}$ ) возникают карбиды типа  $\text{M}_6\text{C}$ . Одновременно двухфазная ( $\gamma + \gamma'$ )-составляющая колонии с относительно дисперсными  $\gamma'$ -частицам сменяется преобладающей крупнокристаллической  $\gamma'$ -фазой;

2) вне карбидных колоний обнаруживаются многочисленные выделения вторичных фаз различных размеров, формы и взаимного расположения. Микродифракционный анализ показал, что это главным образом  $\sigma$ - и  $\mu$ -фазы, а также карбиды типа  $\text{M}_6\text{C}$ . Типичным является образование вокруг выделившихся частиц оторочки  $\gamma'$ -фазы;

3) тонкие пластины (рейки)  $\sigma$ -фазы, которые располагаются в участках с регулярной  $\gamma/\gamma'$ -структурой, то есть прежде всего в осях дендри-

тов. Габитус  $\sigma$ -пластин —  $\{111\}\gamma$ . Между кристаллическими решетками  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз выполняется типичное ориентационное соотношение, но значения параметров решетки ( $a_0 > 9 \text{ \AA}$ ,  $C_0 > 4,7 \text{ \AA}$ ) намного превышают характерные для хромистой  $\sigma$ -фазы и свидетельствуют о вероятном присутствии таких элементов, как Ta, Re, Mo, W.

В сплаве ЖС32-ВИ выдержки при  $1100^\circ\text{C}$  приводят к возникновению многочисленных выделений вторичных фаз, из которых преобладающей является  $\mu$ -фаза, но систематически обнаруживается  $\sigma$ -фаза, а также полидоменные частицы, которые могут интерпретироваться как результат взаимосвязанного образования  $\sigma$ - и  $\mu$ -фаз. Анизотропия формы выделяющихся фаз выражена слабее, чем после старения при  $1050^\circ\text{C}$ , но типичной остается оторочка  $\gamma'$ -фазы вокруг них.

В сплаве ЖС32-ВИ выдержка при температуре  $1150^\circ\text{C}$  сопровождается появлением главным образом равноосных частиц  $\mu$ -фазы и карбидов типа  $\text{M}_6\text{C}$ , часто имеющих более или менее правильную плоскостную огранку. Частота обнаружения протяженных  $\mu$ -пластин невелика и сопоставима с характерной для исходной структуры сплава. Вторичные фазы окружены оторочкой из  $\gamma'$ -фазы. Объемная доля скоагулированной и сфероидизированной  $\gamma'$ -фазы в  $(\gamma + \gamma')$ -структурной составляющей сплава снижается, но остается значительной (порядка 50 %). В окружающей  $\gamma$ -фазе по контрасту на электронно-микроскопических изображениях фиксируются начальные стадии выделения при охлаждении дисперсной  $\gamma'$ -фазы.

В сплаве ЖС32-ВИ при температуре  $1200^\circ\text{C}$  происходят два основных процесса: карбидная реакция с образованием карбидов типа  $\text{M}_6\text{C}$  пластинчатой или равноосной формы, которая сопровождается коагуляцией  $\gamma'$ -фазы вокруг выделившихся частиц, и эффективное растворение  $\gamma'$ -фазы вне зон карбидообразования, где при охлаждении происходит распад  $\gamma$ -твердого раствора с образованием дисперсной  $\gamma'$ -фазы. В области карбидных эвтектик ( $\gamma/\gamma' + \text{MC}$ ) сохраняется (не растворяется в ходе изотермической выдержки) значительная доля мелкой  $\gamma'$ -фазы и достаточно стабильны первичные карбиды типа MC.

В сплаве ЖС32-ВИ часовая изотермическая выдержка при температуре  $1250^\circ\text{C}$  приводит к растворению значительной части вторичной  $\gamma'$ -фазы, частично первичной  $\gamma'$ -фазы и образованию из  $\gamma$ -твердого раствора дисперсной  $\gamma'$ -фазы. На фоне этой дисперсной  $\gamma/\gamma'$ -структурной составляющей расположены нерастворившиеся тонкие пластины ТПУ-фаз, протяженные карбиды типа MC бывших эвтектических

колоний и в целом незначительное количество относительно крупных сфероидизированных частиц недорастворившейся  $\gamma'$ -фазы. В структуре присутствуют также более грубые фрагменты  $\gamma'$ -фазы, сохранившиеся вокруг карбидов  $M_6C$ .

Для сплава ЖС32-ВИ характерно возникновение интерметаллидных ТПУ-фаз на основе тугоплавких элементов (Ta, Re, Mo, W). Эти процессы наиболее активно развиваются в осях дендритов. Альтернативная карбидная реакция типа  $MC \rightarrow M_6C$  выражена относительно слабо, очевидно, как вследствие дефицита металлических элементов, так и из-за высокой стабильности первичных карбидов  $MC$  на основе Ta и Nb.

Проведенные исследования показали, что ТПУ-фазы в сплаве ЖС32-ВИ окаймлены сплошным слоем  $\gamma'$ -фазы, которая имеет отличающийся состав от исходной  $\gamma'$ -фазы в сплаве. В процессе длительных высокотемпературных выдержек происходит коагуляция и сращивание упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, в результате чего упрочняющая  $\gamma'$ -фаза становится матрицей, в которой происходит рост вторичных фаз, обогащенных W, Re, Cr, Mo, которые представляют собой  $\mu$ -фазу типа  $(Ni, Co)_7(Cr, W, Re, Mo)_6$  игольчатой (пластинчатой), глыбообразной и округлой форм (табл. 6.6).

Таблица 6.6

Химический состав ТПУ-фаз в сплаве ЖС32-ВИ

Выделения	Химический состав, мас. %								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
Округлые	2,51	0,46	6,23	9,72	33,84	0,46	2,02	35,69	10,5
Игольчатые	5,62	1,10	3,56	8,25	59,82	1,15	1,11	15,12	4,23
Глобулярные	—	—	8,08	9,29	19,40	0,32	3,71	44,64	14,56

В результате индицирования микроэлектроннограмм было установлено, что как для пластинчатых, так и для равноосных выделений картина рефлексов соответствует кристаллической решетке  $\mu$ -фазы с параметрами, близкими к  $\mu$ -фазе  $Co_7Mo_6$ :  $a_\mu = 0,476$  нм,  $c_\mu = 2,561$  нм (гексагональная элементарная ячейка). При индицировании рефлексов  $\mu$ -фазы для  $\gamma'$ -основы (эталона) принят параметр элементарной ячейки  $a_{\gamma'} = 0,356$  нм. Пластины  $\mu$ -фазы имеют габитус  $\{111\}_{\gamma'}/(001)_{\mu}$ , а между кристаллическими решетками  $\mu$ - и  $\gamma'$ -фаз выполняется строгое кристаллографическое ориентационное соотношение (ОС) одного из двух типов:  $(001)_{\mu}/\{111\}_{\gamma'}$ ,  $\langle 100 \rangle_{\mu}/(001)_{\gamma'}$  (тип ОС1) или  $(001)_{\mu}/\{111\}_{\gamma'}$ ,  $\langle 100 \rangle_{\mu}/(112)_{\gamma'}$  (тип ОС2).



## Глава 7.

### Изменение прочностных свойств монокристаллических никелевых сплавов после длительных высокотемпературных выдержек

---

#### 7.1. Закономерности изменения кратковременных механических свойств сплавов

---

**Р**езультаты определения средних характеристик прочности, получаемых при кратковременных испытаниях безуглеродистых ЖНС на растяжение при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , приведены в табл. 7.1. В ней приведены данные кратковременных свойств как для сплава ЖС36-ВИ, так и для ВЖМ5-ВИ после проведения полной термообработки (ПТО).

Таблица 7.1

**Результаты испытаний на кратковременную прочность образцов из сплавов  
ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ после ПТО**

Сплав	$T, ^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$
ВЖМ5-ВИ [001]	20	1045	1075	14,5	16,5
ЖС36-ВИ [001]	20	980	1080	16,0	13,0

Фрактографический анализ образцов после разрушения показал, что в изломах образцов наблюдаются поры, которые имеют гомогенизационный и деформационный характер (рис. 7.1).

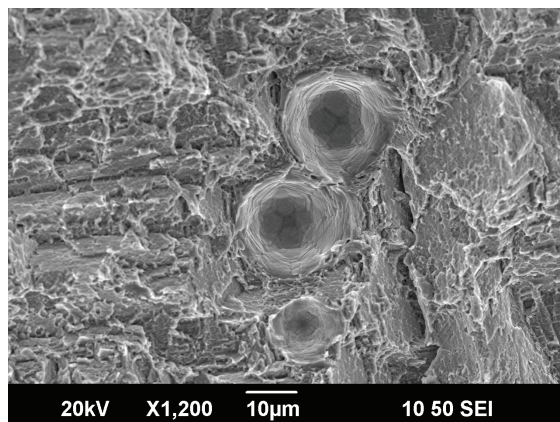
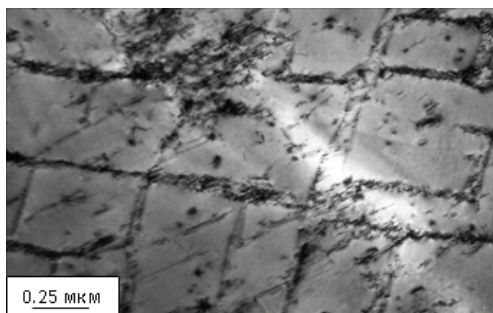


Рис. 7.1. Излом образцов ВЖМ5-ВИ после разрушения при 20 °С

В процессе растяжения образцов из монокристаллических сплавов ВЖМ5-ВИ [001] и ЖС36-ВИ [001] при комнатной температуре скольжение дислокаций начинается в  $\gamma$ -фазе, на межфазных границах  $\gamma/\gamma'$  образуются клубки дислокаций, а затем отдельные дислокации пересекают частицы высокопрочной  $\gamma'$ -фазы. С развитием степени деформации скольжение развивается в обеих  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазах. При этом происходит локализация пластической деформации в менее прочной  $\gamma$ -фазе (рис. 7.2).

*а*



*б*

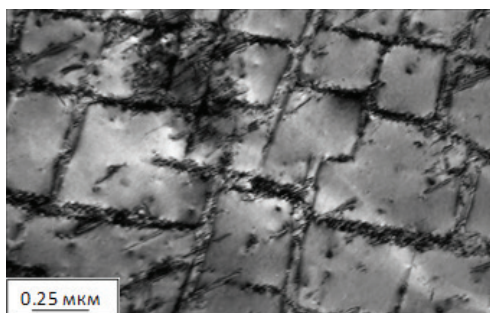


Рис. 7.2. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после деформации при 20 °С:

*а, б* — ( $\gamma + \gamma'$ )-структура

Из рис. 7.3 видно, что после достижения предела текучести следует стадия деформационного упрочнения. После проведения высокотемпературных выдержек в монокристаллах сплава ЖС36-ВИ наблюда-



ется интенсивное упрочнение. Это подтверждает, что монокристаллы с КГО [001] деформируются множественным скольжением по пересекающимся плоскостям в системе (111)  $[\bar{1}01]$ , в результате наступит быстрое деформационное упрочнение. Растяжение образцов с КГО [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  также не сопровождается значительным поворотом кристаллической решетки.

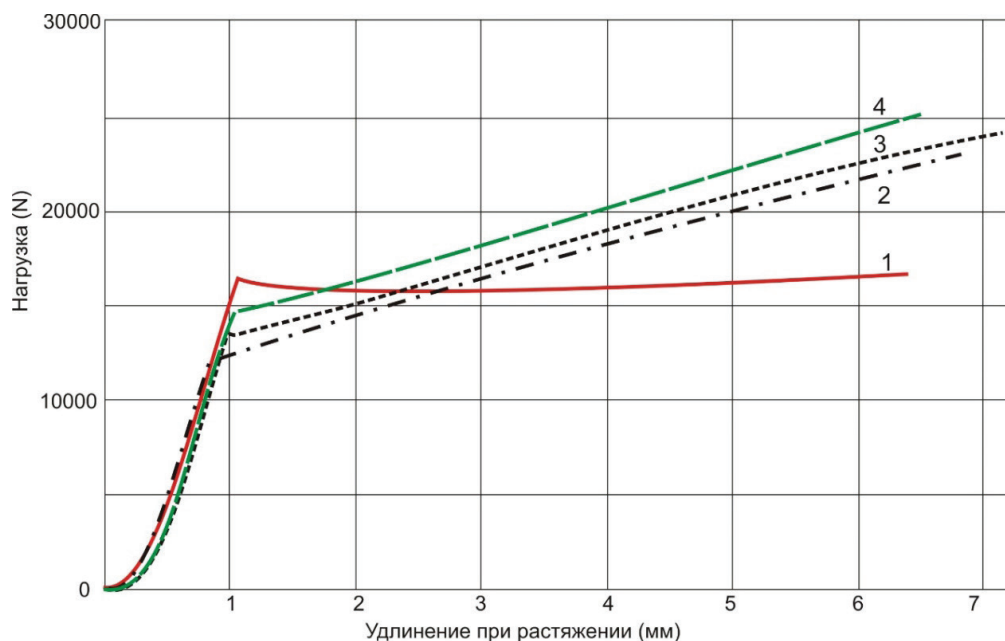


Рис. 7.3. Кривые растяжения при  $T = 20^\circ\text{C}$  образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

1 — исходный образец; 2 —  $T = 1050^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1000$  ч;  
3 —  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1000$  ч; 4 —  $T = 1150^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 200$  ч

Деформационное поведение и характеристики прочностных и пластических свойств безуглеродистых монокристаллических ЖНС с  $(\gamma + \gamma')$ -структурой (сплавы ЖС36-ВИ, ВЖМ5-ВИ) являются структурно-чувствительными. Это подтверждают результаты определения кратковременных механических свойств ( $\sigma_{0,2}$ ;  $\sigma_b$ ;  $\delta$ ) при  $T = 20^\circ\text{C}$  сплавов после длительных высокотемпературных выдержек (рис. 7.4–7.9).

Сопротивление деформированию монокристаллов никелевых сплавов после температурных выдержек растет с изменением состава  $\gamma'$ -фазы, увеличением энергии и плотности межфазных  $\gamma/\gamma'$ -границ (размерный фактор) за счет образования смеси  $(\gamma_{\text{н}} + \gamma'_{\text{н}})$ -

наноразмерного уровня и повышения уровня внутренних напряжений, величина которых связана с параметром несоответствия кристаллических решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз. Действие размерного фактора по физическому смыслу аналогично известному эффекту Холла – Петча.

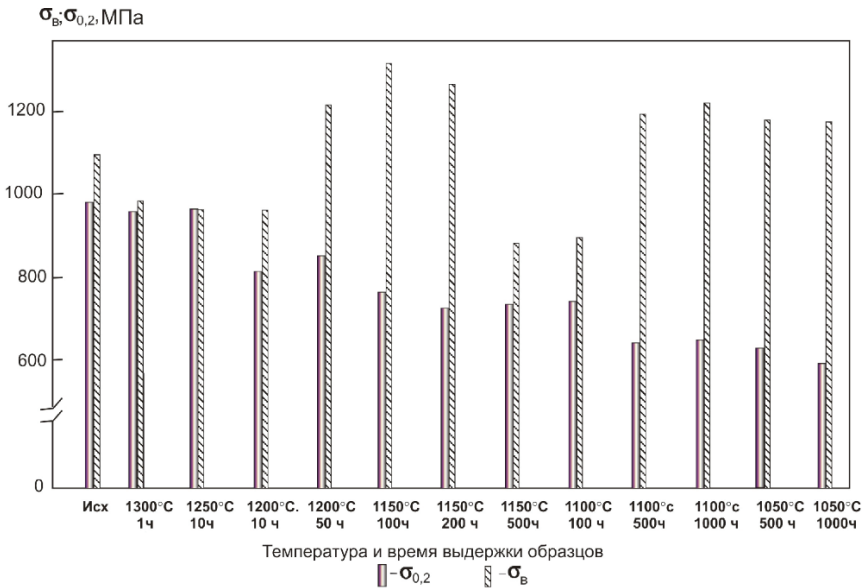


Рис. 7.4. Изменение предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_b$ ) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

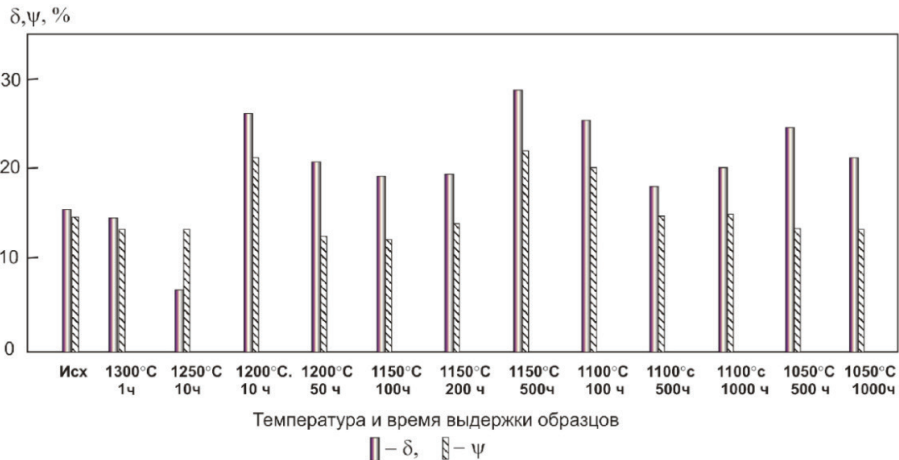


Рис. 7.5. Изменение относительного удлинения ( $\delta$ ) и относительного сужения ( $\psi$ ) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

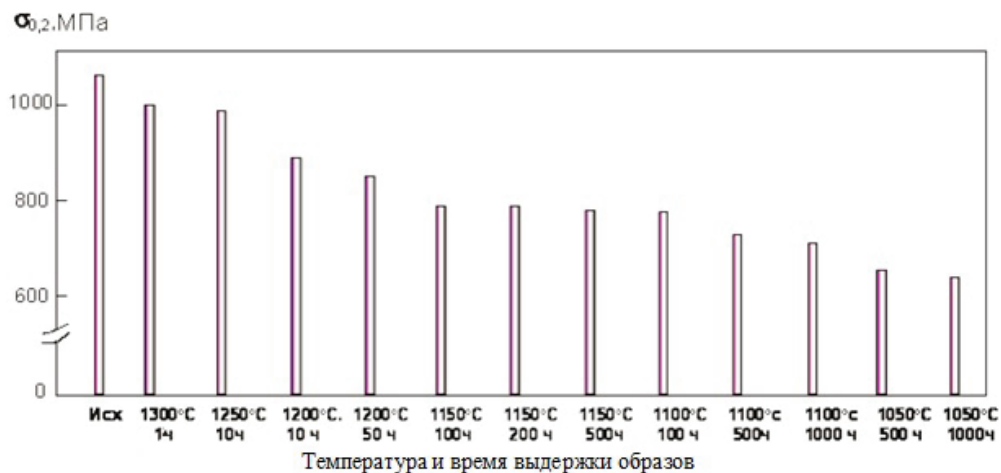


Рис. 7.6. Изменение предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

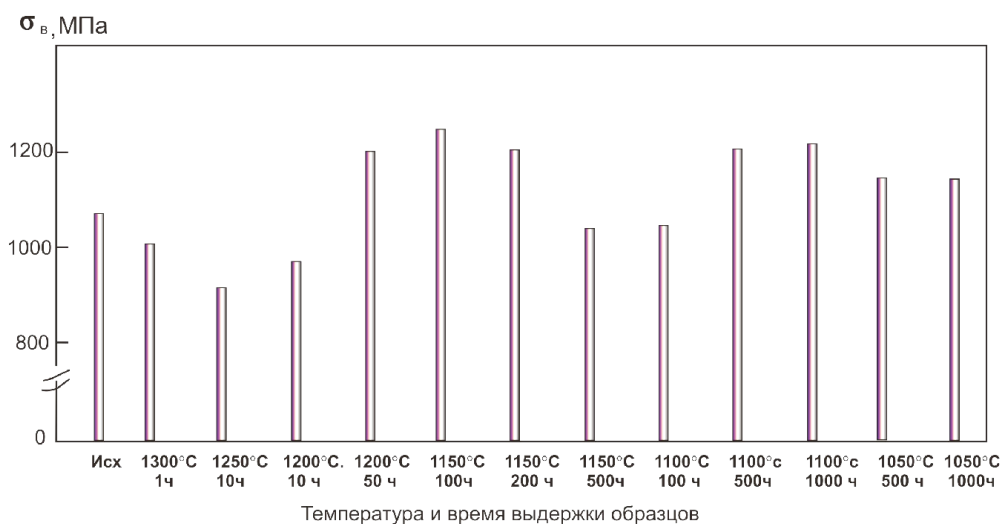


Рис. 7.7. Изменение предела прочности ( $\sigma_{\text{в}}$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

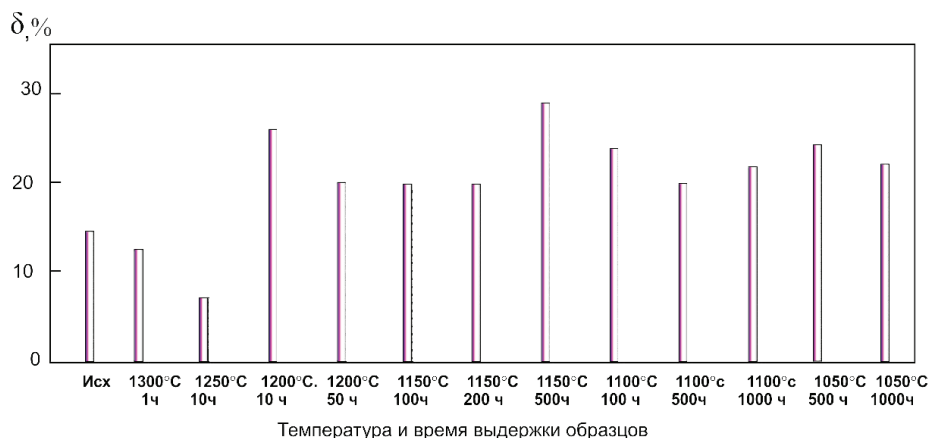


Рис. 7.8. Изменение относительного удлинения ( $\delta$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

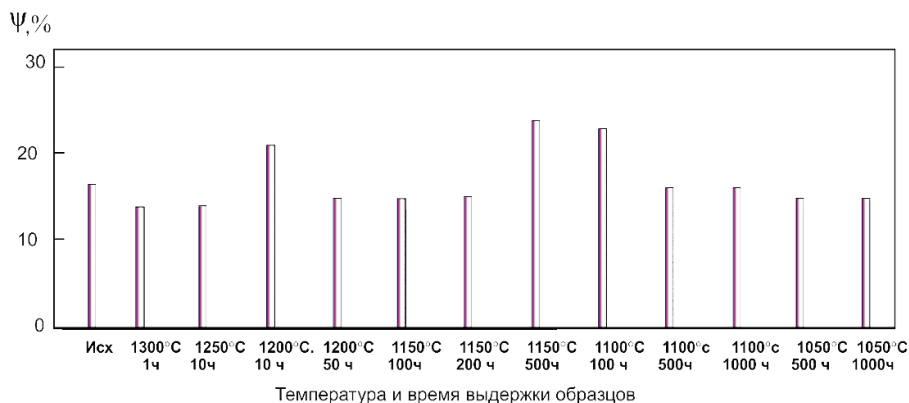


Рис. 7.9. Изменение относительного сужения ( $\psi$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

На рис. 7.10 видно, что частицы  $\gamma'_n$ -фазы заполняют каналы  $\gamma$ -фазы в наноразмерной структуре сплава ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ), являются эффективным барьером для движения дислокаций при деформации и обеспечивают сохранение высокой прочности после высокотемпературных выдержек. При высокотемпературных выдержках в сложнолегированных монокристаллах с  $(\gamma + \gamma')$ -структурой изменяется концентрация легирующих элементов в сплаве, следствием чего может быть изменение параметра несоответствия кристаллических решеток  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз, энергии АФГ и других факторов, влияющих на величину прочностных свойств сплавов.

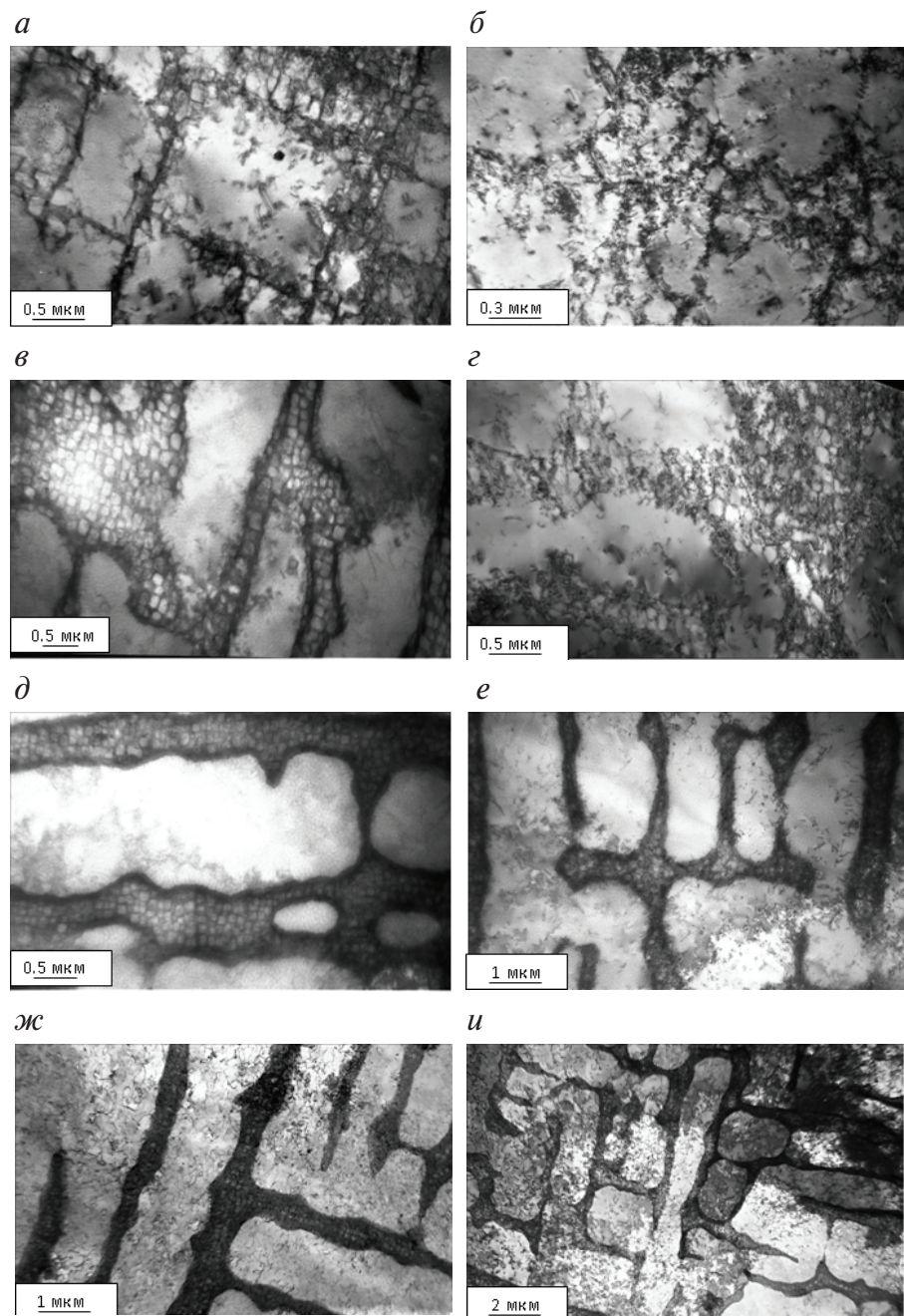


Рис. 7.10. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек и последующей деформации при  $T = 20^\circ\text{C}$ :

*a, б* —  $T = 1200^\circ\text{C}$ , 50 ч; *в, г* —  $T = 1150^\circ\text{C}$ , 500 ч; *д, e* —  $T = 1100^\circ\text{C}$ , 500 ч;  
*ж, и* —  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 1000 ч

В табл. 7.2 приведены данные кратковременных свойств при  $T = 975^\circ\text{C}$  для сплавов ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ после ПТО.

Таблица 7.2

**Результаты испытаний на кратковременную прочность при  $T = 975^\circ\text{C}$  после ПТО**

Сплав	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %
ВЖМ5-ВИ [001]	870	895	30,0	35,0
ЖС36-ВИ [001]	880	890	17,0	26,0

Для зон активной пластической деформации образцов ВЖМ5-ВИ и ЖС36-ВИ при  $975^\circ\text{C}$  типичным является преобладание сдвиговых процессов в одной из ориентаций  $\gamma$ -прослоек и «выстраивание» этих прослоек в относительно протяженные (по сравнению с размером частиц  $\gamma'$ -фазы) непрерывные линии, в то время как протяженность второй из имеющихся на электронно-микроскопических изображениях ориентации  $\gamma$ -прослоек сохраняет связь с индивидуальными  $\gamma'$ -частицами, и, по-видимому, в ходе пластической деформации они имеют тенденцию к разрушению (рис. 7.11, а), то есть происходит образование рафт-структуры при высокотемпературной деформации. Наблюдается дислокационное скольжение в частицах упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, и происходит смена механизма скольжения (рис. 7.11, б).

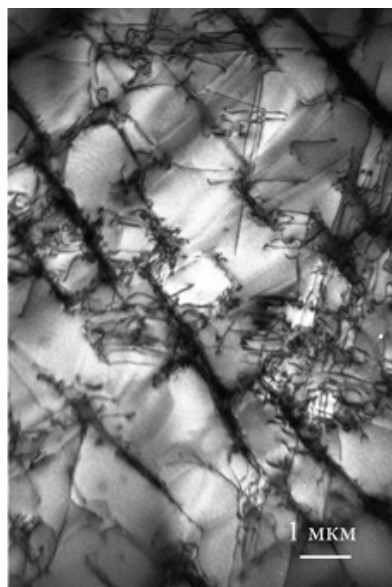
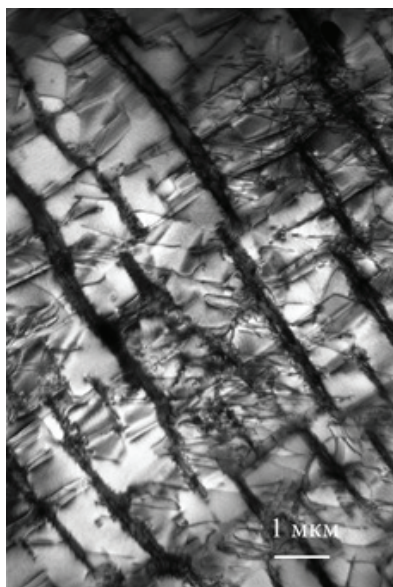
Наблюдавшиеся электронограммы, полученные при изучении КГО сплава ЖС36-ВИ, в рабочих зонах исследованных образцов после растяжения всегда содержали рефлексы зоны [001] и близких к ней зон, что свидетельствует об отсутствии существенных отклонений исходной ориентации продольной оси изученных образцов от направления [001].

На кривых течения монокристаллов с КГО [001] сплавов ВЖМ5-ВИ и ЖС36-ВИ наблюдается площадка текучести, за которой следует протяженная стадия разупрочнения. Такой тип кривых растяжения характерен для скольжения в плоскости куба в монокристаллах со сверхструктурой  $\text{Li}_2$ . Для безуглеродистых монокристаллических сплавов ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ характерна высокая пластичность при  $T = 975^\circ\text{C}$ .

На рис. 7.12–7.17 приведены результаты определения кратковременных механических свойств ( $\sigma_{0,2}$ ;  $\sigma_b$ ;  $\delta$ ;  $\psi$ ) при  $T = 975^\circ\text{C}$  сплавов ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ после высокотемпературных выдержек, а на рис. 7.18 — кинетика изменения механических свойств сплавов в зависимости от времени выдержки образцов при различных температурах.



*a*



*б*

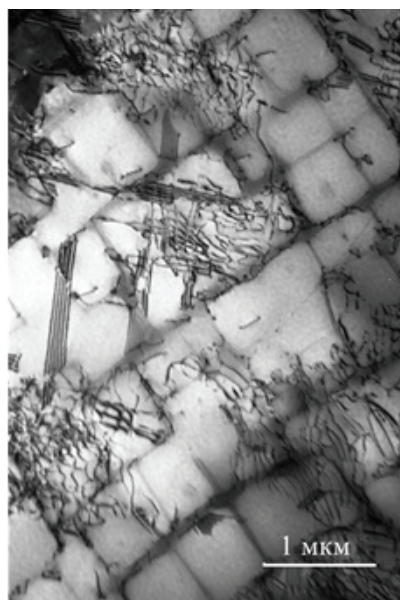
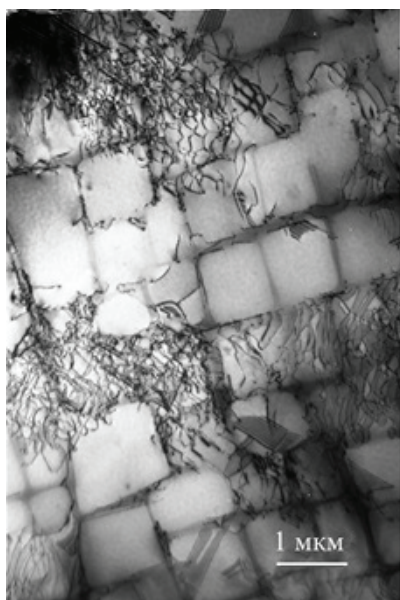


Рис. 7.11. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] после деформации при  $T = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$ :

*a* — продольное сечение; *б* — поперечное сечение

$\sigma_{0,2}$ , МПа

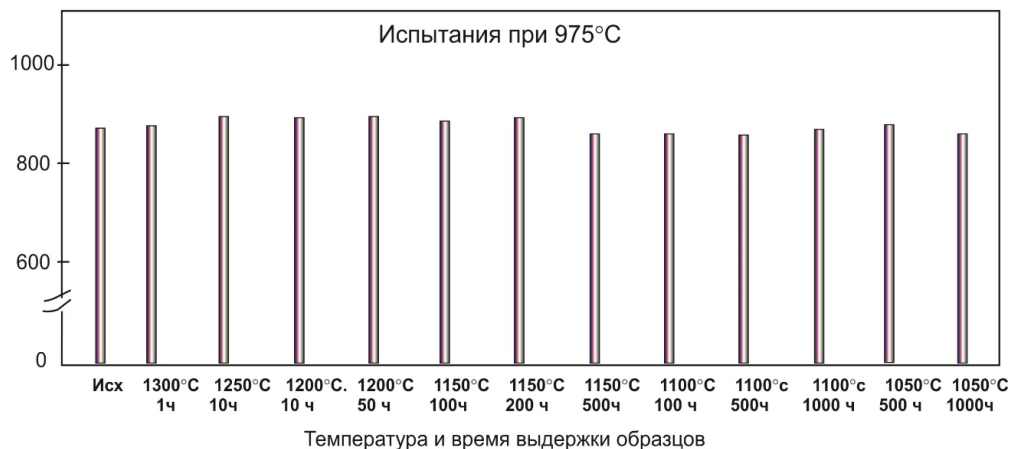


Рис. 7.12. Изменение предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек

$\sigma_v$ , МПа

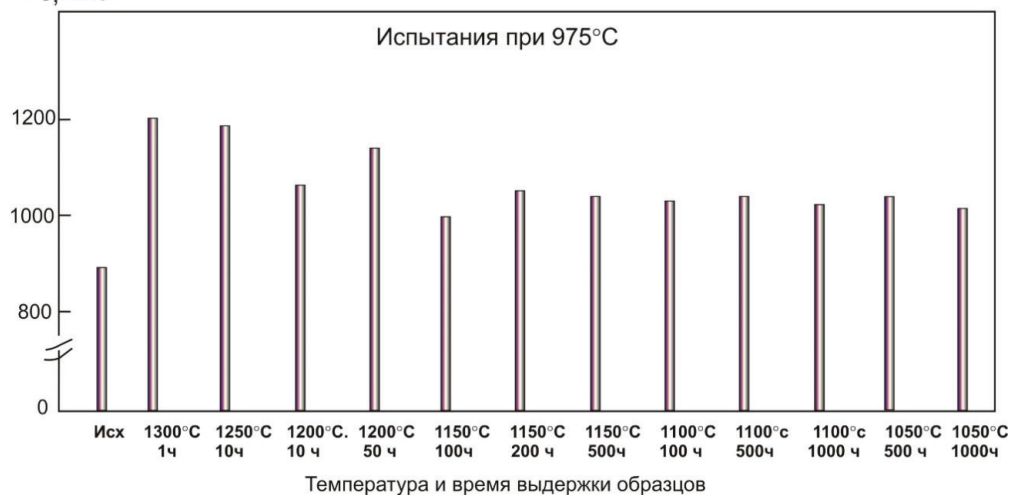


Рис. 7.13. Изменение предела текучести ( $\sigma_v$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек

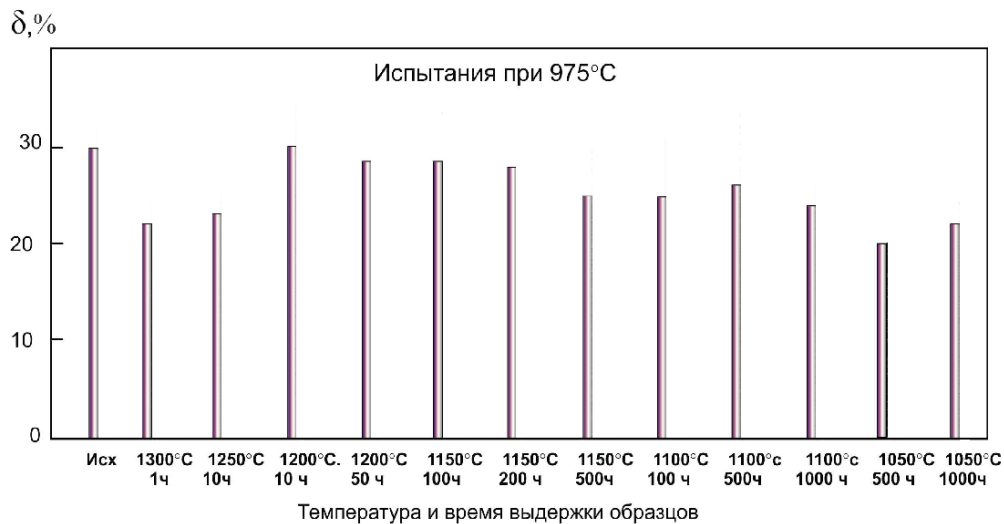


Рис. 7.14. Изменение относительного удлинения ( $\delta$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек

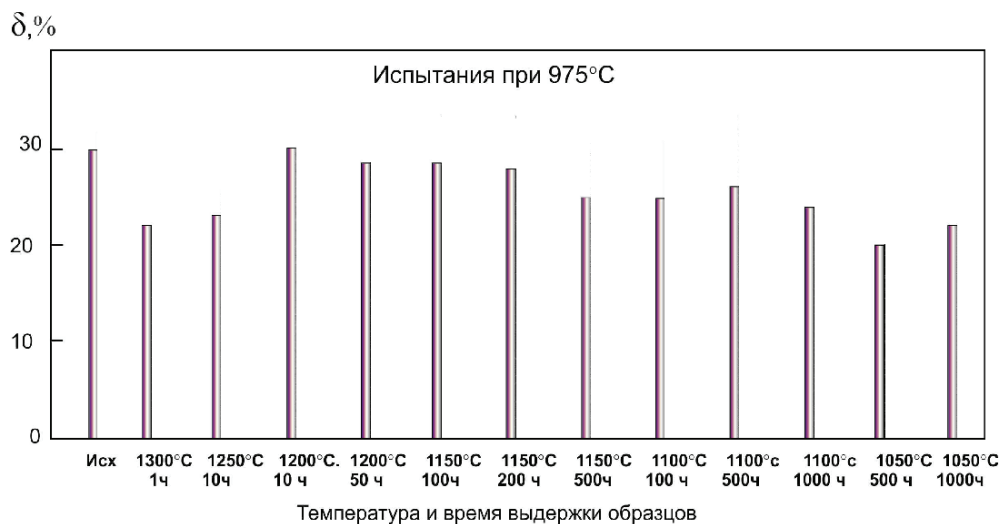


Рис. 7.15. Изменение относительного сужения ( $\psi$ ) образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек

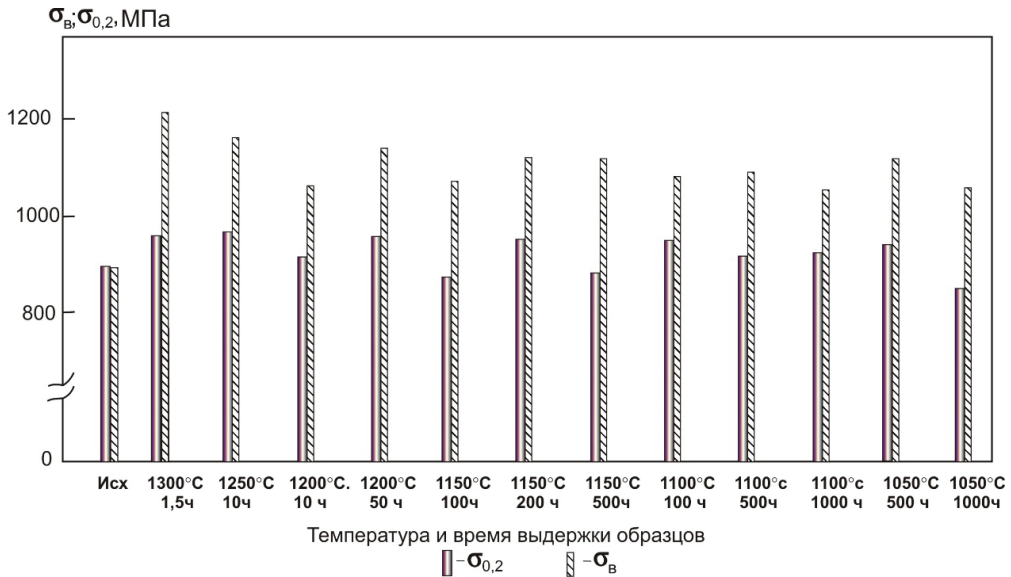


Рис. 7.16. Изменение предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_{\text{в}}$ ) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 975^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек

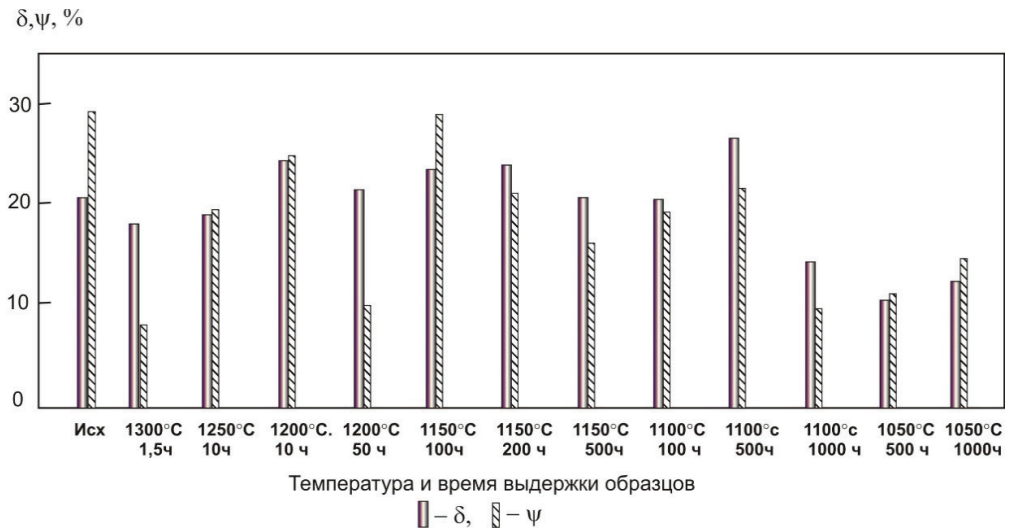


Рис. 7.17. Изменение относительного удлинения ( $\delta$ ) и относительного сужения ( $\psi$ ) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 975^\circ\text{C}$  после высокотемпературных выдержек



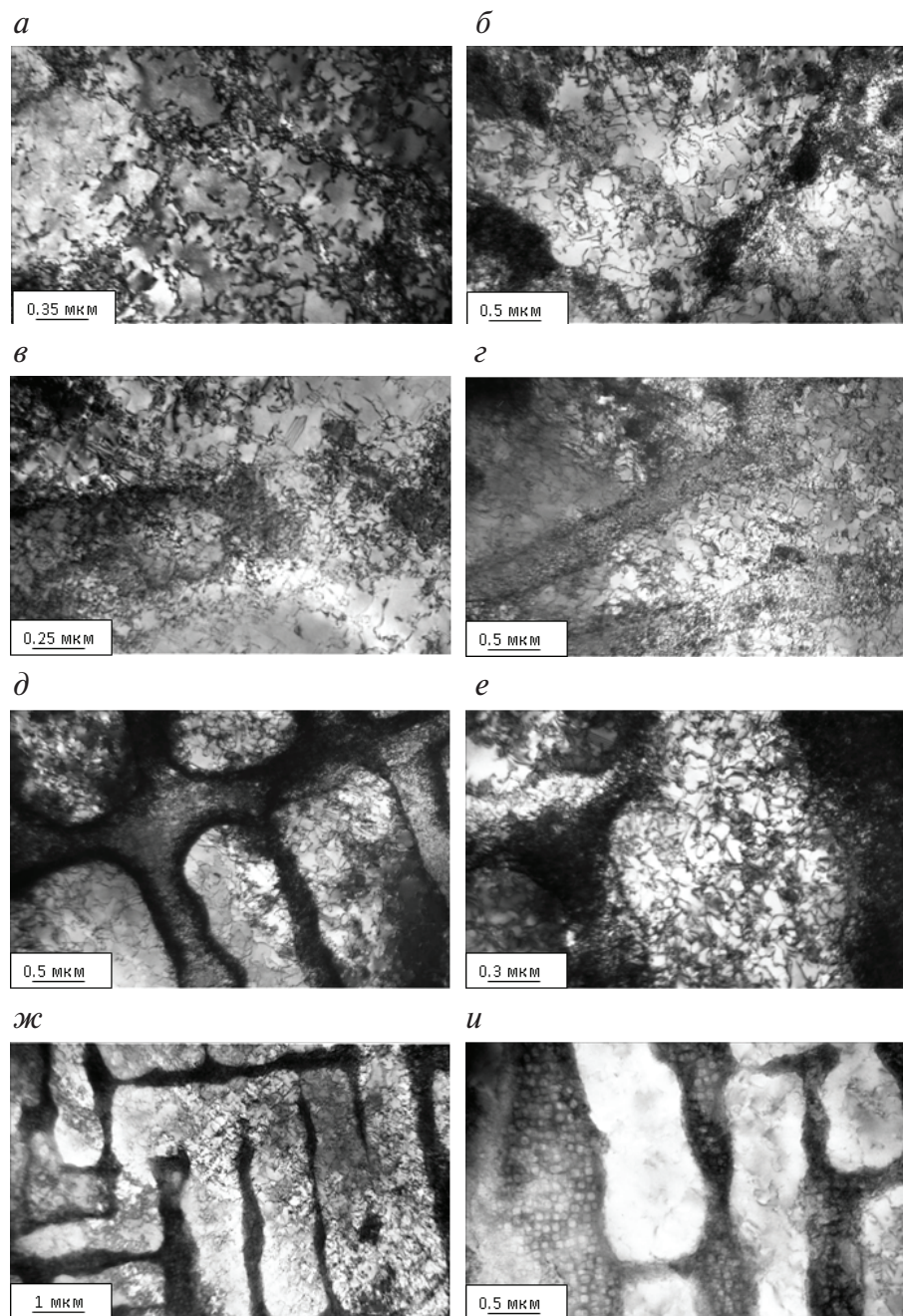


Рис. 7.18. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек и последующей деформации при  $T = 975^\circ\text{C}$ :

$a, б$  —  $T = 1200^\circ\text{C}$ , 50 ч;  $в, г$  —  $T = 1150^\circ\text{C}$ , 500 ч;  $д, е$  —  $T = 1100^\circ\text{C}$ , 500 ч;  
 $ж, и$  —  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч

## 7.2. Влияние высокотемпературных выдержек на длительную прочность монокристаллических сплавов

Испытания на длительную прочность образцов из сплавов ВЖМ5-ВИ [001] и ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек дали следующие результаты (рис. 7.19 и 7.20).

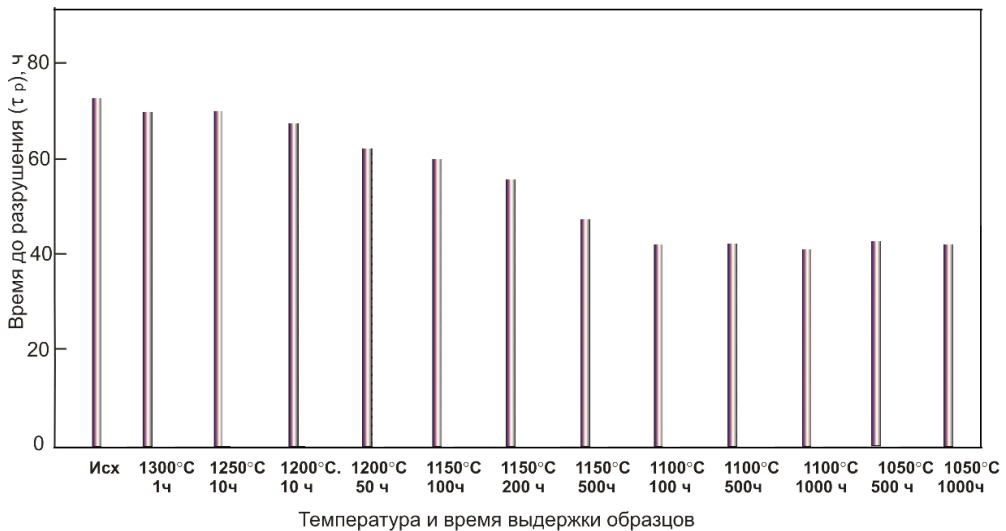


Рис. 7.19. Длительная прочность образцов из сплава ВЖМ5-ВИ [001] ( $\sigma = 360$  МПа,  $T = 975$  °C) после выдержек при высоких температурах

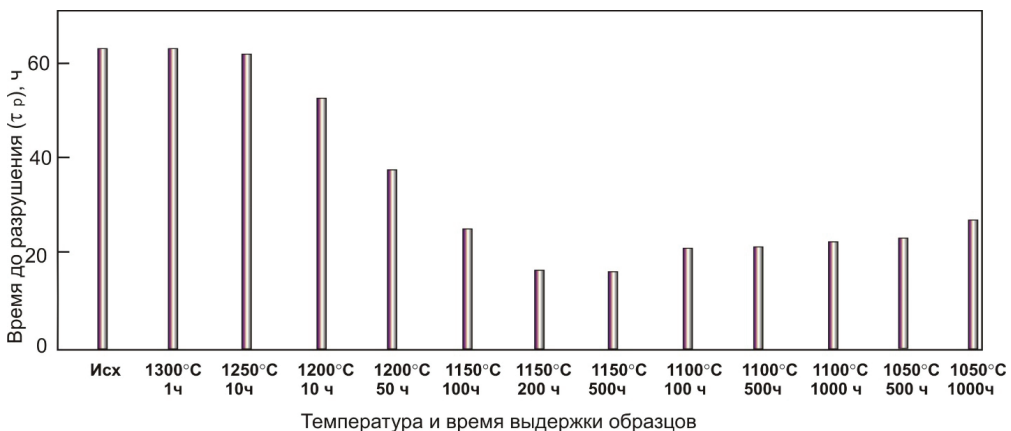


Рис. 7.20. Длительная прочность образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] ( $\sigma = 340$  МПа,  $T = 975$  °C) после выдержек при высоких температурах



Под действием высокой температуры и напряжений в сплавах происходит сращивание частиц  $\gamma'$ -фазы и образование рафт-структуры на начальной и установившейся стадиях ползучести. Долговечность сплава будет определяться продолжительностью стационарной стадии, которая контролируется скоростью пластической деформации (скольжение дислокаций в пластинах  $\gamma$ -фазы с образованием дислокационных сеток на границах  $\gamma/\gamma'$  и перерезанием пластин  $\gamma'$ -фазы). Основная часть удлинения (около 99 %) при ползучести монокристаллических ЖНС приходится на дислокационную ползучесть, что является классическим случаем для ЖНС с  $(\gamma + \gamma')$ -структурой. При этом дислокации скользят и переползают как в областях  $\gamma$ -фазы, так и в частицах  $\gamma'$ -фазы различного размера. В месте образования шеек образца наблюдается повышенная концентрация пор, особенно в зоне разрушения. В конце стационарной и на ускоренной стадиях ползучести на микропорах зарождаются микротрещины, приводящие к разрушению образца. Микропористость контролирует продолжительность только ускоренной стадии ползучести, вклад которой в общую долговечность мал.

При испытаниях на длительную прочность образцов ЖНС в исходном состоянии (после стандартной термической обработки) происходят следующие процессы: сращивание частиц  $\gamma'$ -фазы и образование рафт-структуры, на границе  $\gamma/\gamma'$  наблюдаются дислокационные сетки, выделения ТПУ-фаз (рис. 7.21). ТПУ-фазы окружены крупной  $\gamma'$ -фазой, потому что в процессе своего роста они поглощают  $\gamma$ -образующие элементы сплава (Re, W, Co, Cr) из окружающих областей, что приводит к  $\gamma \rightarrow \gamma'$  переходу вокруг ТПУ-фаз. В этом состоянии сплавы обладают самой высокой длительной прочностью, так как рафт-структура является барьером для перемещения дислокаций и развития ползучести.

После проведения ПТО сплавов ЖС36-ВИ и ВЖМ5-ВИ в междоузном пространстве образуются сферические гомогенизационные микропоры. При испытании на длительную прочность сплавов эти микропоры растут, приобретают форму вытянувшегося эллипса вдоль оси напряжения и на них зарождаются микротрещины. При ползучести эти микротрещины развиваются перпендикулярно приложенному напряжению (рис. 7.22) и происходит разрушение образца.

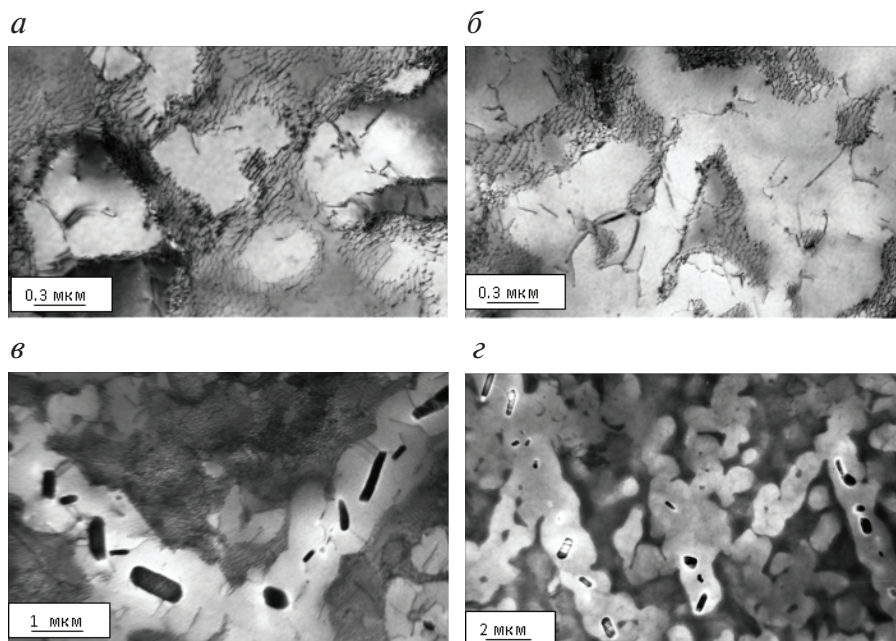


Рис. 7.21. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после ПТО и испытаний на длительную прочность:

*a, б* —  $(\gamma + \gamma')$ -структура; *в, г* — выделения  $\mu$ -фаз на фоне  $\gamma'$ -фазы

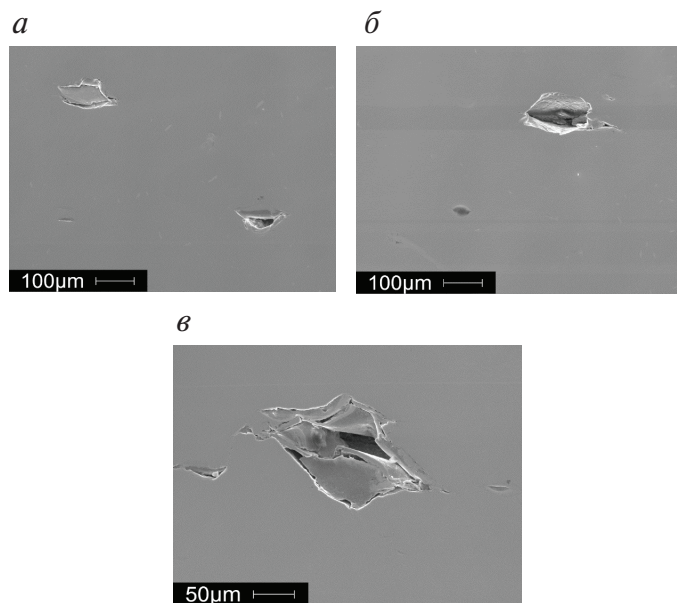


Рис. 7.22. Образование микротрещин в сплаве ЖС36-ВИ [001] после ПТО (*a*) и испытаний на длительную прочность (*б, в*)

В  $\gamma'$ -фазе Re практически не растворяется, поэтому преобразование  $\gamma \rightarrow \gamma'$  возможно только после того, как атомы Re покинут свои матричные места (области). Медленная диффузия Re приводит к уменьшению подвижности границ  $\gamma/\gamma'$ -фаз и замедлению их огрубления.

Обнаружено влияние объемной доли ТПУ-фаз, выделяющихся в оси дендрита во время высокотемпературных выдержек, на длительную прочность сплавов. Проведен расчет среднего арифметического содержания ТПУ-фазы по результатам измерений в 10 точках размером  $100 \times 100$  мкм, расположенных в осях дендритной ячейки (рис. 7.23). Объемная доля ТПУ-фаз в структуре сплавов определяется температурно-временным интервалом выдержки.

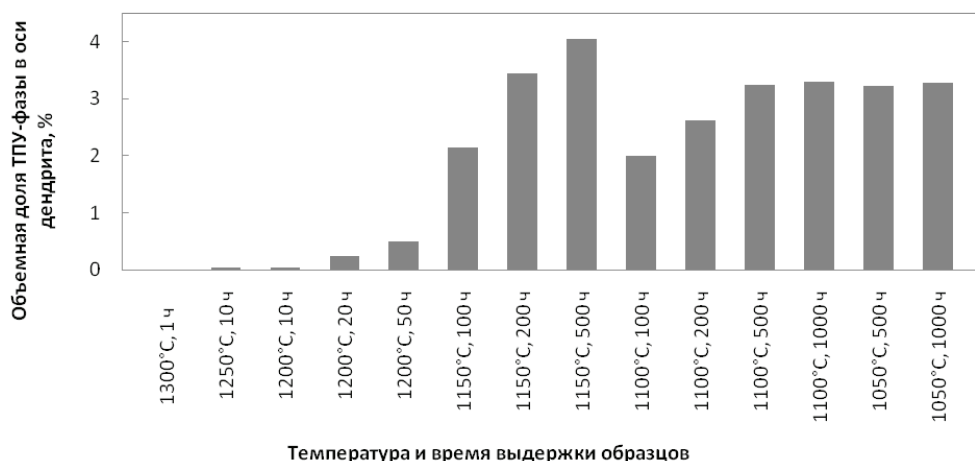


Рис. 7.23. Объемная доля ТПУ-фазы в оси дендрита образцов из сплава ЖС36-ВИ [001]

Установлено, что долговечность монокристаллических образцов сплавов ВЖМ5-ВИ и ЖС36-ВИ при испытаниях на длительную прочность при  $T = 975^\circ\text{C}$  определяется интенсивностью образования ТПУ-фаз в дендритных осях сплавов при высокотемпературных выдержках (рис. 7.24).

ТПУ-фазы в сплавах обогащены тугоплавкими элементами (Re, W, Mo) и окружены  $\gamma'$ -фазой, при этом происходит обеднение  $\gamma$ -твердого раствора по Re, W, Mo. Это снижает сопротивление скольжения дислокаций в  $\gamma$ -фазе, что приводит к понижению жаропрочности сплава. ТПУ-фазы в сплавах являются концентраторами напряжений, и за-

рождение микротрещин происходит на этих выделениях на третьей (ускоренной) стадии ползучести. Рост трещины и разрушение образцов происходит по границе раздела  $\gamma'$ -фаза/ТПУ-фазы (рис. 7.25).

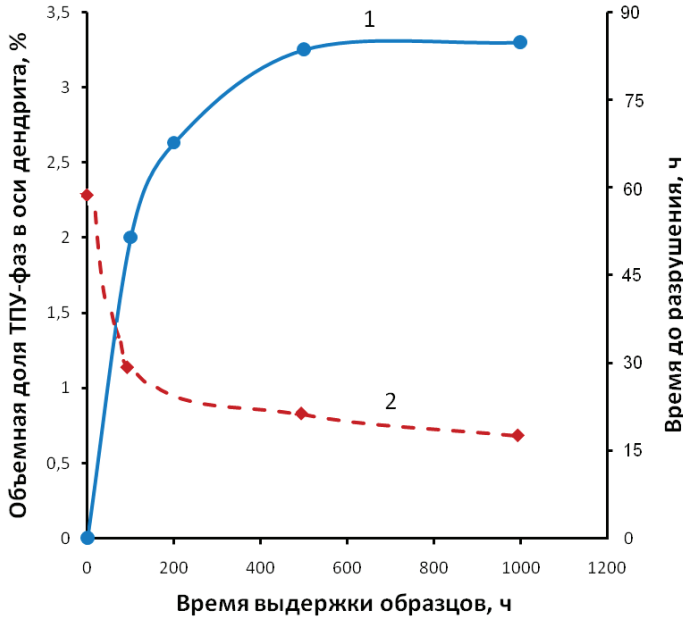


Рис. 7.24. Зависимость объемной доли ТПУ-фазы в оси дендритной ячейки (1) и времени до разрушения (2) при испытаниях на длительную прочность сплава ЖС36-ВИ [001], обусловленная длительностью предварительной выдержки при 1100 °С

Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ после высокотемпературной выдержки и испытания на длительную прочность показана на рис. 7.26.

Итак, опасным температурным интервалом для долговечности сплавов ВЖМ5-ВИ и ЖС36-ВИ являются длительные выдержки в интервале температур 1050–1150 °С. Они приводят к формированию сеток эпитаксиальных дислокаций на поверхности раздела  $\gamma/\gamma'$ -фаз, огрублению и разупрочнению частиц  $\gamma'$ -фазы, выделению многочисленных ТПУ-фаз различной морфологии. Длительная прочность сплавов после рассматриваемых выдержек самая низкая.

Высокотемпературные выдержки при 1200–1300 °С приводят к коагуляции и растворению  $\gamma'$ -фазы в сплавах, а при последующем охлаждении на воздухе выделяются новые упрочняющие частицы  $\gamma'$ -фазы. Вследствие этого после такой обработки структура сплавов ВЖМ5-ВИ

и ЖС36-ВИ сходна с их структурой после неполной гомогенизации и охлаждения на воздухе. ТПУ-фазы не обнаруживаются. Долговечность сплавов при этом немного ниже, чем у сплавов в исходном состоянии после ПТО.

При высокотемпературных выдержках стабильность микроструктуры и фазового состава сплавов ВЖМ5-ВИ [001] и ЖС36-ВИ [001] является важнейшим фактором, определяющим длительную прочность сплавов.

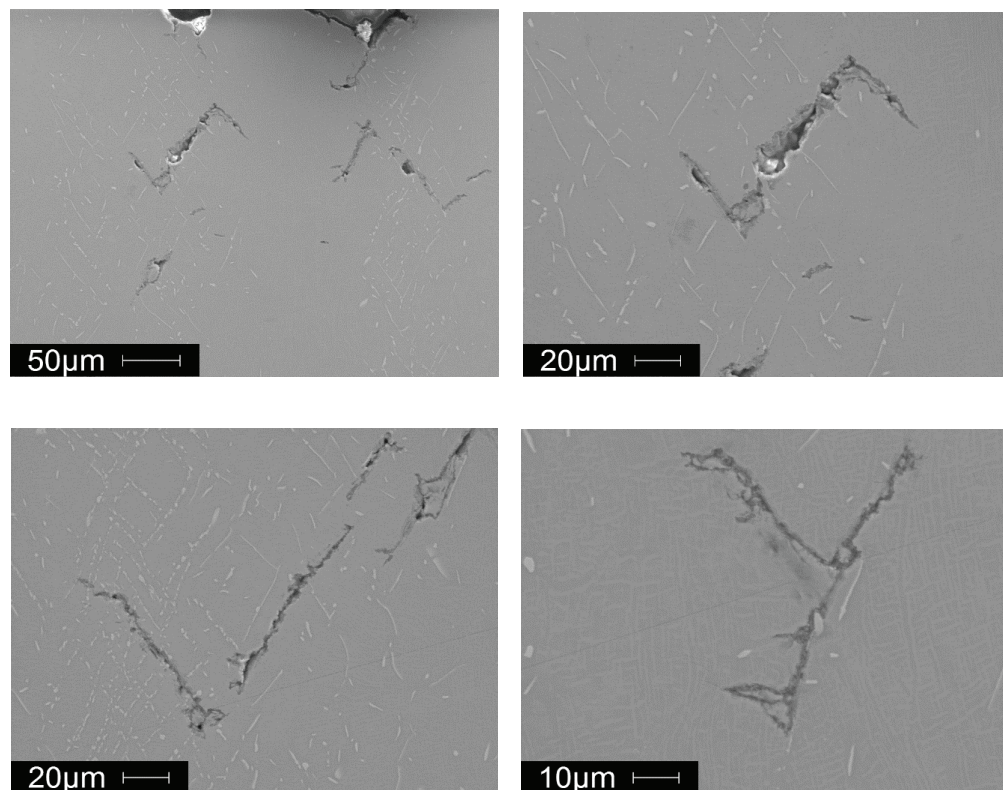


Рис. 7.25. Структура (РЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] в зоне разрушения после предварительной выдержки при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 500$  ч и испытаниях на длительную прочность при  $T = 975^\circ\text{C}$



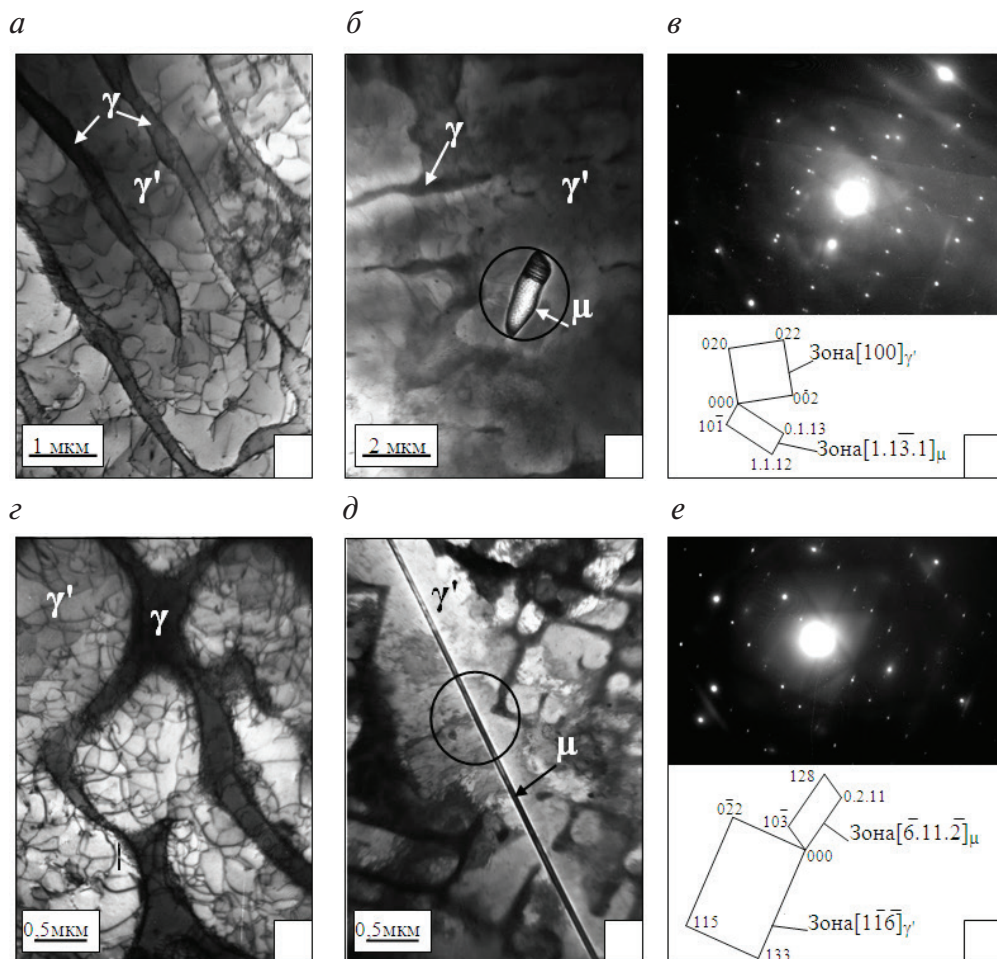


Рис. 7.26. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек при  $T = 1050^\circ\text{C}$ , 500 ч (а–в),  $T = 1100^\circ\text{C}$ , 500 ч (г–е) и испытания на длительную прочность:

а, г — рафт-структура  $\gamma/\gamma'$ ; б, в —  $\mu$ -фаза на фоне  $\gamma'$ -фазы и микродифракция от участка, выделенного кружком, со схемой ее расшифровки соответственно; д, е — ТПУ-фаза пластинчатой формы на фоне однородной  $\gamma'$ -фазы и микродифракция от участка, выделенного кружком, со схемой ее расшифровки соответственно



### 7.3. Объемное нанофазное упрочнение в монокристаллических никелевых сплавах после высокотемпературных выдержек

После полной термической обработки (ПТО) для сплава ЖС36-ВИ типична однородная дисперсная ( $\gamma + \gamma'$ )-структура с высокой объемной долей упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (70–75 об. %) размером 0,3–0,4 мкм. Частицы  $\gamma'$ -фазы имеют характерную кубовидную форму. Электронографический и микродифракционный анализы показывают, что частицы  $\gamma'$ -фазы выстроены в направлениях типа  $[100]_{\gamma}$  монокристалла.

При высокотемпературных выдержках происходит значительный рост размера первичной  $\gamma'$ -фазы, изменение фазового состава, морфологии и размеров  $\gamma'$ - и  $\gamma$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ  $[001]_{\gamma}$ . При охлаждении образцов от температуры выдержки на воздухе, происходит распад  $\gamma$ -фазы по схеме  $\gamma \rightarrow \gamma_n + \gamma'_n$  и образуется ультрамелкодисперсная смесь ( $\gamma_n + \gamma'_n$ )-наноразмерного уровня. Мелкие частицы  $\gamma'_n$ -фазы имеют размеры 20–60 нм, а прослойки  $\gamma_n$ -фазы между частицами  $\gamma'_n$  имеют толщину порядка 10–20 нм. Формирование  $\gamma'_n$ -фазы также происходит на границах крупной  $\gamma'$ -фазы со смесью ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ).

В темнопольном изображении в сверхструктурном рефлексе  $(001)_{\gamma'}$  «светятся» крупные частицы первичной  $\gamma'$ -фазы и вторичные ультрамелкодисперсные частицы  $\gamma'_n$ -фазы (рис. 7.27).

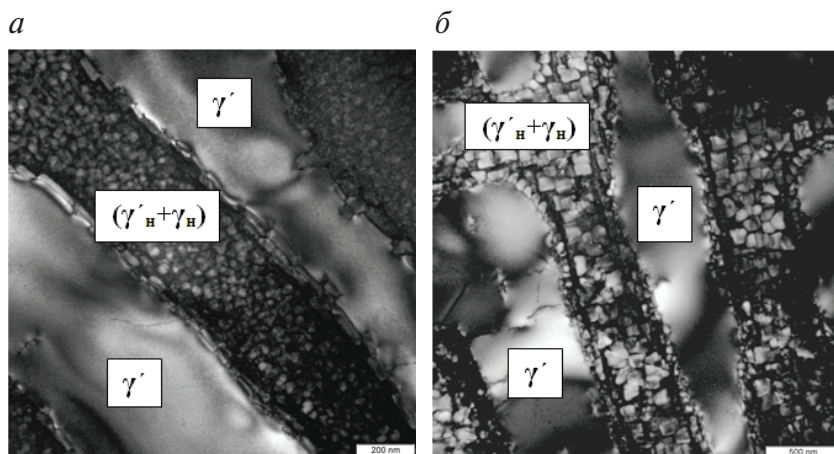


Рис. 7.27. Темнопольное изображение в сверхструктурном рефлексе  $(001)_{\gamma'}$  тонкой структуры сплава ЖС36-ВИ  $[001]_{\gamma'}$  после высокотемпературных выдержек:

*a* —  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч; *б* —  $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч

После достижения предела текучести следует стадия деформационного упрочнения, что подтверждает то, что монокристаллы с КГО [001] деформируются множественным скольжением по пересекающимся плоскостям в системе  $(111) [\bar{1}01]$  и это приводит к быстрому деформационному упрочнению (рис. 7.28). Растяжение образцов с КГО [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  также не сопровождается значительным поворотом кристаллической решетки.

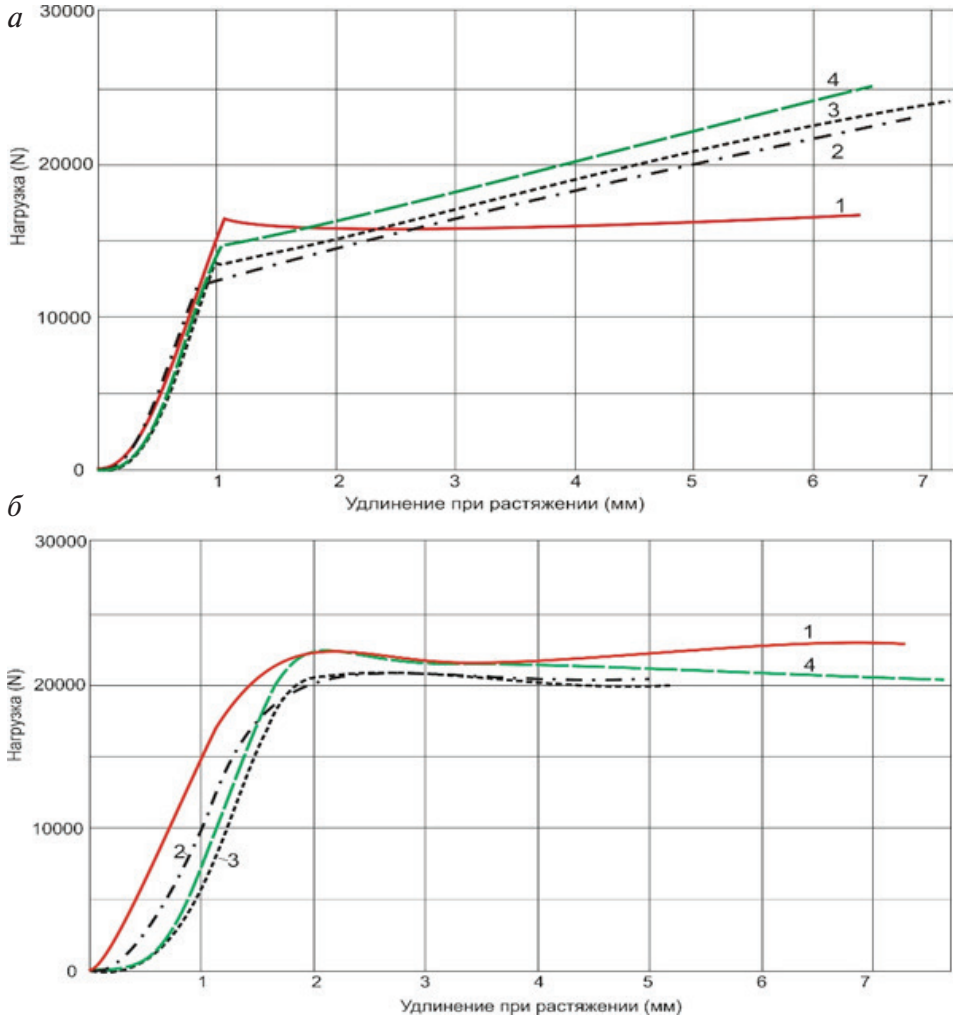


Рис. 7.28. Кривые растяжения при  $T = 20^\circ\text{C}$  (а) и  $T = 975^\circ\text{C}$  (б) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературных выдержек:

1 — исходный; 2 —  $T = 1050^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1000$  ч; 3 —  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 1000$  ч;  
4 —  $T = 1150^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 200$  ч

В процессе растяжения образцов из сплавов ЖС36-ВИ [001] после ПТО при комнатной температуре скольжение дислокаций начинается в  $\gamma$ -фазе, на межфазных границах  $\gamma/\gamma'$  образуются клубки дислокаций, а затем отдельные дислокации пересекают частицы высокопрочной  $\gamma'$ -фазы. С развитием степени деформации скольжение развивается в обеих  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фазах. При этом происходит локализация пластической деформации в менее прочной  $\gamma$ -фазе (рис. 7.29, *а*).

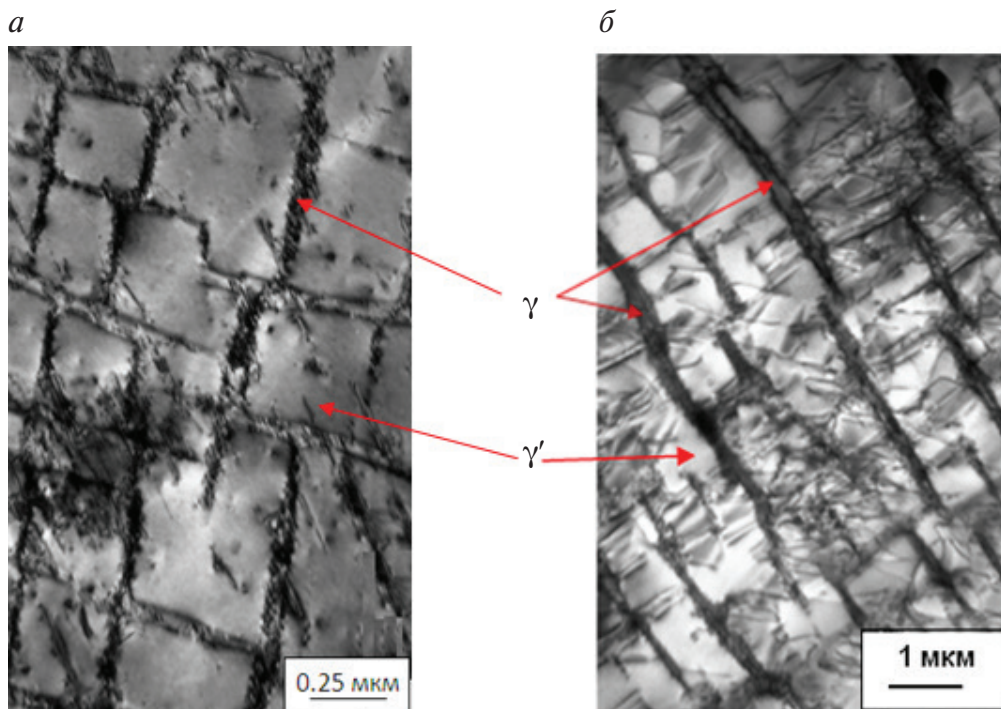


Рис. 7.29. Тонкая ( $\gamma + \gamma'$ )-структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после ПТО и деформации при 20 °С (*а*) и  $T = 975$  °С (*б*)

Для зон активной пластической деформации образцов из сплава ЖС36-ВИ после ПТО при 975 °С типичным является преобладание сдвиговых процессов в одной из ориентации  $\gamma$ -прослоек и «выстраивание» этих прослоек в относительно протяженные (по сравнению с размером частиц  $\gamma'$ -фазы) непрерывные линии (рис. 7.29, *б*) — происходит образование рафт-структуры при высокотемпературной деформации. Наблюдается дислокационное скольжение в частицах упрочняющей  $\gamma'$ -фазы, и происходит смена механизма скольжения.

На кривых течения монокристаллов с КГО [001] сплава ЖС36-ВИ при  $T = 975^\circ\text{C}$  наблюдается площадка текучести, за которой следует протяженная стадия разупрочнения (рис. 7.30). Такой тип кривых растяжения характерен для скольжения в плоскости куба в монокристаллах со сверхструктурой  $\text{LI}_2$ .

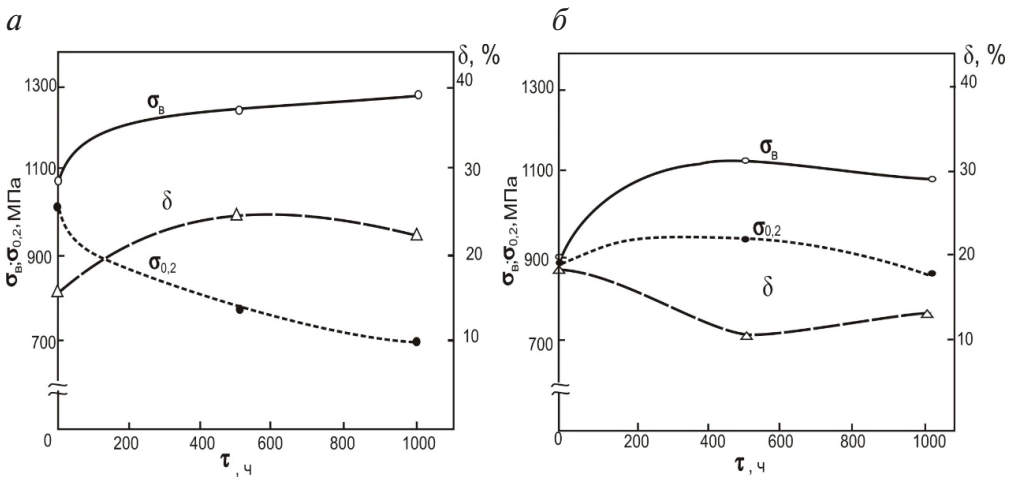


Рис. 7.30. Изменение предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ), предела прочности ( $\sigma_b$ ) и относительного удлинения ( $\delta$ ) образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  (а) и при  $T = 975^\circ\text{C}$  (б) после высокотемпературных выдержек при  $T = 1050^\circ\text{C}$

Деформационное поведение и характеристики прочностных и пластических свойств безуглеродистого монокристаллического сплава ЖС36-ВИ являются структурно-чувствительными. Из результатов определения кратковременных механических свойств сплава ЖС36-ВИ при  $T = 20^\circ\text{C}$  и  $T = 975^\circ\text{C}$  после длительных высокотемпературных выдержек следует, что величина условного предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) сплава уменьшается, а предел прочности ( $\sigma_b$ ) значительно возрастает (примерно в 1,5 раза), но пластичность ( $\delta$ ) остается на высоком уровне (рис. 7.30).

Таким образом, сопротивление деформированию сплава ЖС36-ВИ после температурных выдержек растет с изменением состава  $\gamma'$ -фазы, с увеличением энергии и плотности межфазных  $\gamma/\gamma'$ -границ (размерный фактор) за счет образования смеси ( $\gamma_n + \gamma'_n$ )-наноразмерного уровня и повышения уровня внутренних напряжений, величины которых связана с параметром несоответствия кристаллических

решеток  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз. Действие размерного фактора по физическому смыслу аналогично известному эффекту Холла — Петча. Частицы  $\gamma'_n$ -фазы заполняют каналы  $\gamma$ -фазы в наноразмерной структуре сплава ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ), являются эффективным барьером для движения дислокаций при деформации и обеспечивают сохранение высокой прочности после высокотемпературных выдержек (рис. 7.31).

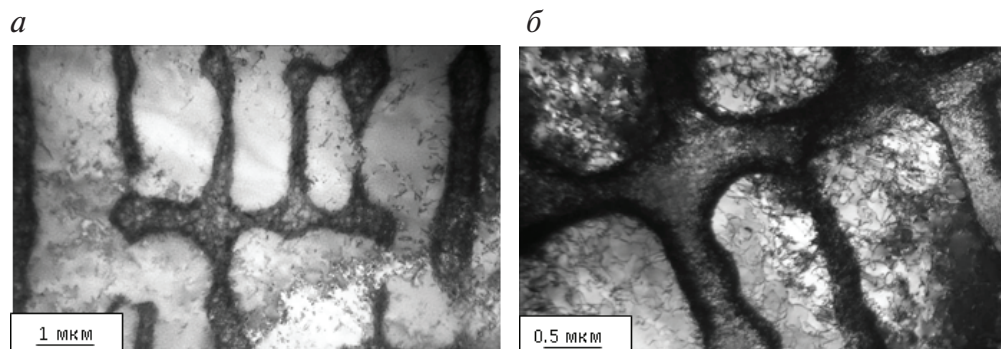


Рис. 7.31. Тонкая структура (ПЭМ) сплава ЖС36-ВИ [001] после высокотемпературной выдержки при  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 500 ч и последующей деформации при  $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а) и  $T = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б)

При высоких температурах испытания, наряду с консервативным движением дислокаций, имеет место неконсервативное переползание дислокаций и термоактивируемое диффузионное перемещение вакансий. Вблизи поверхности разрушения образцов, испытанных на кратковременную прочность при  $975\text{ }^{\circ}\text{C}$ , наблюдается резкое повышение плотности дислокаций, которые сосредоточены в областях ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ), пронизывающих весь образец, и неоднородны по химическому составу. Возрастает вклад в деформацию процессов переползания дислокаций внутри крупных частиц  $\gamma'$ -фазы (рис. 7.31, б). В ходе высокотемпературной пластической деформации происходит образование рафт-структуры в сплаве и происходит смена механизма скольжения.

Нанофазное упрочнение монокристаллических ЖНС обеспечивает увеличение прочностных свойств сплавов на 20–30 % за счет формирования объемных нанофаз ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ).



#### 7.4. Влияние ТПУ-фаз на характер разрушения при растяжении монокристаллических никелевых сплавов

После полной термической обработки (ПТО) для сплава ЖС36-ВИ типична однородная дисперсная ( $\gamma + \gamma'$ )-структура с высокой объемной долей упрочняющей  $\gamma'$ -фазы (70–75 об. %) размером 0,3–0,4 мкм. Частицы  $\gamma'$ -фазы имеют характерную кубовидную форму. Электронографический и микродифракционный анализы показывают, что частицы  $\gamma'$ -фазы выстроены в направлениях типа  $[100]_\gamma$  монокристалла. ТПУ-фазы в сплаве не наблюдаются.

Основная особенность структуры сплава ЖС36-ВИ  $[001]$  после длительных высокотемпературных выдержек — образование  $\mu$ -фаз в интервале температур 1050–1200 °С (рис. 7.32).

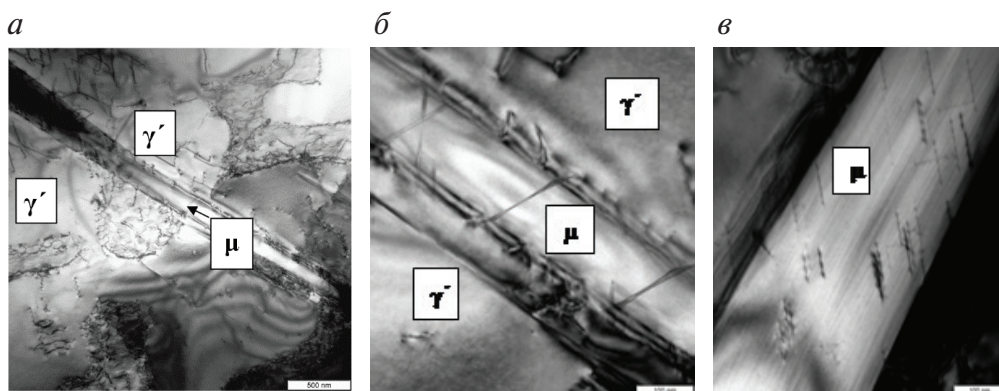


Рис. 7.32. Светлопольное изображение тонкой структуры  $\mu$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ  $[001]$  после выдержки при  $T = 1150$  °С,  $\tau = 500$  ч

На острие  $\mu$ -фазы видны экстинктивные контуры, которые связаны с упругими напряжениями в  $\gamma'$ -фазе, возникающими при росте  $\mu$ -фазы. В  $\mu$ -фазе видны плоские дефекты кристаллической решетки: двойники или дефекты упаковки и дислокации. В прилегающих объемах матрицы наблюдаются единичные дислокации, а вдоль границы  $\mu/\gamma'$ -фаза — параллельные дислокации. Между кристаллическими решетками  $\mu$ - и  $\gamma'$ -фаз выполняется строгое кристаллографическое ориентационное соотношение. Морфологические и кристаллографические характеристики  $\mu$ -фаз свидетельствуют об их росте в  $\gamma'$ -фазе, участков контакта  $\mu$ -фаз с  $\gamma$ -фазой не обнаружено.



Результаты определения состава фаз в сплаве ЖС36-ВИ показывают, что в процессе тепловых выдержек первичная  $\gamma'$ -фаза обогащается Al при одновременном уменьшении содержания в ней W и Re (см. табл. 6.5 на с. 111). Матрица из  $\gamma'$ -фазы вокруг  $\mu$ -фазы по сравнению с первичной  $\gamma'$ -фазой, наоборот, обогащена W, Re, и в ней происходит снижение содержание Al.

Структурная составляющая ( $\gamma + \gamma'$ ) между выделениями  $\mu$ -фаз по своему химическому составу близка к составу сплава в осях дендритной ячейки. Это подтверждает, что  $\mu$ -фазы расположены преимущественно в осях дендритов.

Соппротивление деформированию сплава ЖС36-ВИ [001] после температурных выдержек растет с изменением состава  $\gamma'$ -фазы, увеличением энергии и плотности межфазных  $\gamma/\gamma'$ -границ (размерный фактор) за счет образования наноразмерной смеси ( $\gamma_n + \gamma'_n$ ) и повышения внутренних напряжений. Происходит нанофазное упрочнение сплава. При растяжении ( $t = 20^\circ$ ) величина предела прочности ( $\sigma_b$ ) сплава значительно возрастает (примерно в 1,5 раза), пластичность ( $\delta$ ) остается на высоком уровне. Аналогичные изменения ( $\sigma_{0,2}$ ;  $\sigma_b$ ;  $\delta$ ) наблюдаются и при испытаниях на кратковременные механические свойства при  $T = 975^\circ\text{C}$ .

Разрушение образцов из безуглеродистого сплава ЖС36-ВИ с КГО [001] после высокотемпературных выдержек в процессе испытаний на растяжение при  $T = 20^\circ\text{C}$  и  $T = 975^\circ\text{C}$  происходит за счет образования и развития трещин по границе раздела крупная  $\gamma'$ -фаза/ $\mu$ -фаза (рис. 7.33).

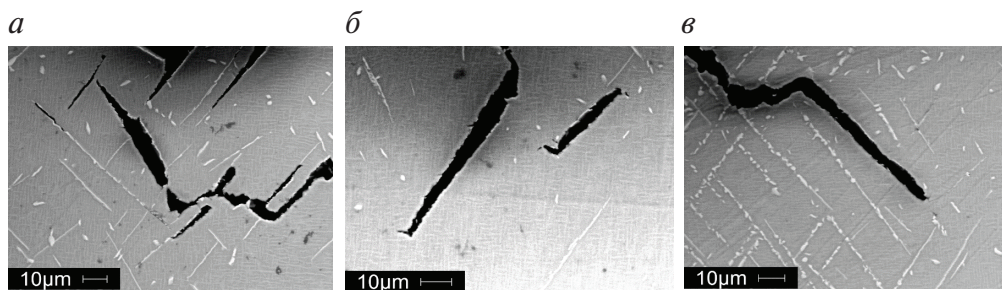


Рис. 7.33. Характер распространения трещин в зоне разрушения образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 20^\circ\text{C}$  (а, б) и  $T = 975^\circ\text{C}$  (в) после высокотемпературной выдержки при  $T = 1050^\circ\text{C}$ :

а — 500 ч; б — 1000 ч; в — 500 ч

Исследование изломов в режиме картирования показало, что на поверхности крупной  $\gamma'$ -фазы располагаются  $\mu$ -фазы, обогащенные тугоплавкими элементами сплава — Cr, W, Re, Mo и обедненные Ni, Al, Ti (рис. 7.34).

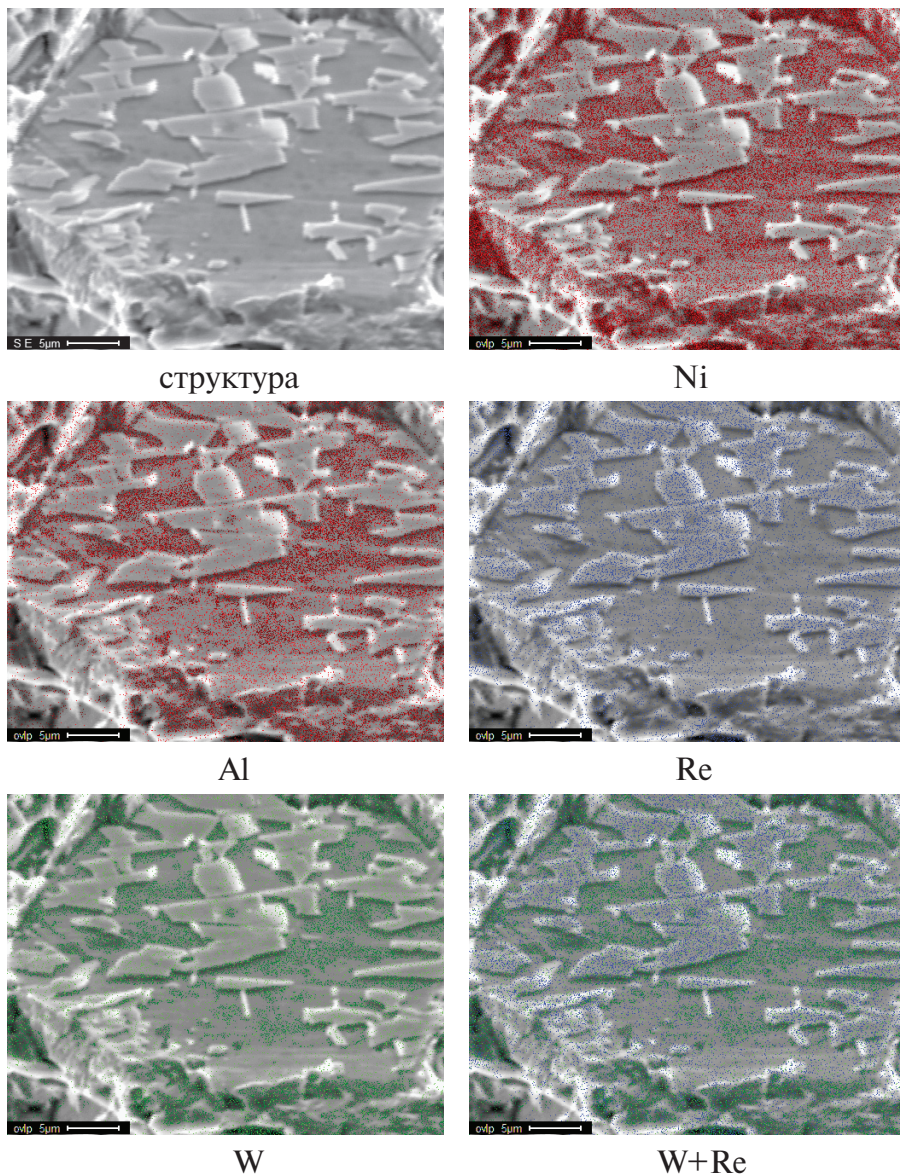
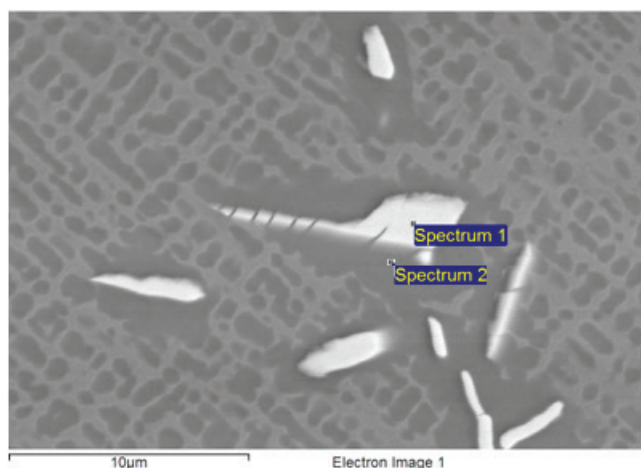


Рис. 7.34. Структура и распределение химических элементов в режиме картирования в структурных составляющих излома в сплаве ЖС36-ВИ [001] после растяжения образца при 20 °С с предварительной выдержкой при  $T = 1150$  °С, 100 ч

Пленочные выделения крупной  $\gamma'$ -фазы обволакивают  $\mu$ -фазы, сформировавшиеся при высокотемпературных выдержках в сплаве. Вследствие обеднения  $\gamma$ -фазы Re, W, Mo эффективность твердорастворного упрочнения уменьшается, снижается сопротивление скольжению дислокаций, что приводит к понижению прочности сплавов.

В условиях действия растягивающих напряжений при  $T = 975^\circ\text{C}$  в области разрушения образцов из сплава ЖС36-ВИ [001] происходит формирование диффузионных пор в  $\gamma'$ -фазе. Диффузионные поры, образующиеся в крупной  $\gamma'$ -фазе имеют октаэдрическую огранку по плоскостям плотной упаковки  $\{111\}$  интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и являются источниками зарождения микротрещин в ЖНС.

При растяжении образцов после высокотемпературных выдержек в зоне разрушения наблюдается растрескивание сформировавшихся  $\mu$ -фаз (рис. 7.35).



Состав  $\mu$ - и  $\gamma'$ -фаз в сплаве ЖС36-ВИ, мас. %

Зона анализа	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W	Re
Spectrum 1 — $\mu$ -фаза с микротрещинами	0,26	0,00	4,58	7,65	17,03	0,00	2,81	49,35	18,31
Spectrum 2 — крупная пленочная $\gamma'$ -фаза	6,75	1,70	1,92	6,96	65,66	1,59	1,14	12,35	1,94

Рис. 7.35. Тонкая структура сплава ЖС36-ВИ [001] и химический состав фаз в зоне разрушения при  $T = 20^\circ\text{C}$  после выдержки при  $T = 1150^\circ\text{C}$ , 200 ч

Наблюдавшиеся электроннограммы, полученные при изучении КГО сплава ЖС36-ВИ [001], в рабочих зонах исследованных образцов после растяжения всегда содержали рефлексы зоны [001] и близких к ней зон, что свидетельствует об отсутствии существенных отклонений исходной ориентации продольной оси изученных образцов от направления [001]. В условиях действия растягивающих напряжений при  $T = 975^\circ\text{C}$  в области разрушения образца из ЖНС происходит формирование диффузионных пор в  $\gamma'$ -фазе (рис. 7.36). Диффузионные поры, образующиеся в крупной  $\gamma'$ -фазе, имеют октаэдрическую огранку по плоскостям плотной упаковки  $\{111\}$  интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и являются источниками зарождения микротрещин в ЖНС.

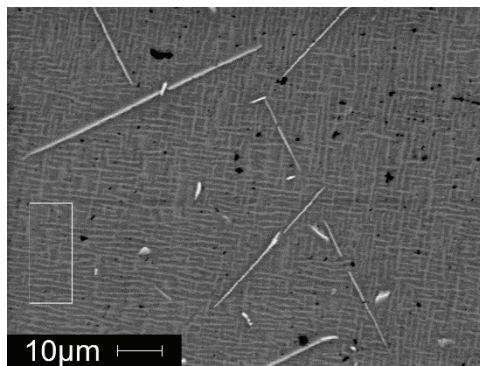


Рис. 7.36. Диффузионные поры в  $\gamma'$ -фазе в зоне разрушения образца из сплава ЖС36-ВИ [001] при  $T = 975^\circ\text{C}$



## Библиографический список

---

1. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы для турбинных лопаток / С. Т. Кишкин, Е. Н. Каблов // Авиационные материалы. Избр. тр. ВИАМ (юбилейный сборник). М. : МИСиС, ВИАМ, 2002. С. 48–58.
2. Кишкин С. Т. Создание, исследование и применение жаропрочных сплавов / С. Т. Кишкин // Избр. труды (к 100-летию со дня рождения). М. : Наука, 2006. 407 с.
3. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / Е. Н. Каблов. М. : МИСиС, 2001. 632 с.
4. Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы / Е. Н. Каблов // Машиностроение: энцикл. Т. II-3. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. М. : Машиностроение, 2001. С. 519–594.
5. Литейные жаропрочные сплавы нового поколения / Е. Н. Каблов [и др.] // 75 лет. Авиационные материалы. Избр. тр. «ВИАМ» 1932–2007. М. : ВИАМ, 2007. С. 27–44.
6. Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений / Е. Н. Каблов [и др.] // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. / под ред. Е. Н. Каблова. М. : Наука, 2006. С. 116–130.
7. Каблов Е. Н. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин / Е. Н. Каблов, Н. В. Петрушин, И. Л. Светлов // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. / под ред. Е. Н. Каблова. М. : Наука, 2006. С. 98–114.

8. Joint development of a fourth generation single crystal superalloy / S. Walston [et al.] // Minerals, Metals & Materials Society, 2004. P. 15–24.
9. Development of next-generation Ni-base single crystal superalloys / Y. Koizumi [et al.] // Minerals, Metals & Materials Society. Seven Springs Mountain Resort, 2004. P. 35–43.
10. Uphill diffusion in ternary Ni–Re–Ru alloys at 1000 and 1100 °C. / R.A. Hobbs [et al.] // Materials Science and Engineering A. 2007. № 9. P. 587–594.
11. Mechanisms of Topologically Close-Packed Phase Suppression in an Experimental Ruthenium-Bearing Ingle-Crystal Nickel-Base Superalloy at 1100 °C / R.A. Hobbs [et al.] // Metallurgical and materials transactions. 2008. May. Vol. 39A. P. 1014–1024.
12. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава ВЖМ1 // Г. И. Морозова [и др.] // 75 лет. Авиационные материалы. Избр. тр. «ВИАМ» 1932–2007. М. : ВИАМ, 2007. С. 365–370.
13. Курц В. Направленная кристаллизация эвтектических материалов : пер. с нем. / В. Курц, П. Р. Зам. М. : Металлургия, 1980. 272 с.
14. Topologically close packed phases in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy / C. C. M. F. Rae // The Minerals, Metals and Materials Society, 2000. P. 767–776.
15. Development of Microstructure and Mechanical Properties of a Ni-Base Ingle-Crystal Superalloy by Hot-Isostatic Pressing / Jung-Chel Chang [et al.] // Journal of Materials Engineering and Performance. 2003. August. Vol. 12 (4). P. 420–425.
16. Каблов Е. Н. Ростовая структура монокристаллических отливок из никелевых жаропрочных сплавов / Е. Н. Каблов, В. Н. Толорайя, Г. А. Остроухова // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб./под ред. Е. Н. Каблова. М. : Наука, 2006. С. 219–245.
17. Горячее изостатическое уплотнение отливок: обзор зарубежной литературы / под ред. С. С. Хаюрова // Технология легких сплавов. 1985. № 3. С. 43–54.
18. Giamei A. F. Liquid metal cooling: A new solidification technique / A. F. Giamei, Y. G. Tschinkel // Met. Trans. A. 1988. Vol. 7A. P. 1427–1434.



19. Решетникова Ю. Е. Основы технологии создания газотурбинных двигателей для магистральных самолетов / под ред. А. Г. Братухина, Ю. Е. Решетникова, А. А. Иноземцева. М. : Авиатехинформ, 1999. 554 с.
20. Материалы и защитные покрытия турбинных лопаток — основа эффективности ГТД / В. П. Лесников [и др.] // Газотурбинные технологии. 2005. № 2. С. 36–38.
21. Матвеева Н. М. Упорядоченные фазы в металлических системах / Н. М. Матвеева, Э. В. Козлов. М. : Наука, 1989. 247 с.
22. Симс С. Т. Суперсплавы П. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / С. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. С. Хагел. М. : Металлургия, 1995. Кн. 1. 384 с. Кн. 2. 383 с.
23. Шалин Р. Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин [и др.]. М. : Машиностроение, 1997. 336 с.
24. Козлов Э. В. Структуры и стабильность упорядоченных фаз / Э. В. Козлов, В. М. Дементьев, Н. М. Кормин. Томск : Изд-во ТГУ, 1994. 247 с.
25. Баррет Ч. С. Структура металлов / Ч. С. Баррет, Т. Б. Массальский. М. : Металлургия, 1984. 686 с.
26. Хансен М. Структуры двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. М. : Гос. науч.-техн. изд-во по черной и цветной металлургии, 1962. Т. 1. 608 с.
27. Selected values of thermodynamic properties of binary alloys / R. Hultgren [et al.] // American Society For Metals. 1973. P. 191–195.
28. Thermophysical properties of matter thermal expansion / Y. S. Touloukian [et al.]. N.Y. : Plenum Press, 1975. 310 p.

# Оглавление

---

Введение .....	3
----------------	---

## **Глава 1.**

Общая характеристика жаропрочных никелевых сплавов с равноосной структурой.....	5
--	---

## **Глава 2.**

Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы .....	13
2.1. Особенности легирования жаропрочных никелевых сплавов для литья монокристаллов.....	13
2.2. Основные способы получения монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов .....	19

## **Глава 3.**

Структура и фазовый состав монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов .....	25
3.1. Физические основы разработки монокристаллических никелевых сплавов .....	25
3.2. Структура и ликвационная неоднородность монокристаллических сплавов .....	34
3.3. Термическая обработка монокристаллических никелевых сплавов .....	39

## **Глава 4.**

Анизотропия физических и механических свойств монокристаллов и никелевых жаропрочных сплавов .....	51
4.1. Физические свойства кристаллов кубической системы ...	51
4.2. Кристаллография скольжения .....	55

## **Глава 5.**

Прочностные свойства монокристаллических никелевых сплавов.....	60
5.1. Кратковременные механические свойства .....	60
5.2. Длительная прочность и ползучесть монокристаллов.....	69
5.3. Сопротивление усталости .....	77

## **Глава 6.**

Структурные и фазовые изменения в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах после длительных высокотемпературных выдержек .....	85
6.1. Изменение размера и химического состава $\gamma$ - и $\gamma'$ -фаз в монокристаллических сплавах, образование рафт-структуры и наноразмерных частиц $\gamma_n/\gamma'_n$ в процессе высокотемпературных выдержек .....	85
6.2. Формирование топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз в ЖНС в процессе высокотемпературных выдержек .....	107

## **Глава 7.**

Изменение прочностных свойств монокристаллических никелевых сплавов после длительных высокотемпературных выдержек .....	125
7.1. Закономерности изменения кратковременных механических свойств сплавов .....	125
7.2. Влияние высокотемпературных выдержек на длительную прочность монокристаллических сплавов.....	138
7.3. Объемное нанофазное упрочнение в монокристаллических никелевых сплавах после высокотемпературных выдержек .....	145
7.4. Влияние ТПУ-фаз на характер разрушения при растяжении монокристаллических никелевых сплавов .....	150

Библиографический список.....	155
-------------------------------	-----

*Учебное издание*

**Кузнецов** Валерий Павлович,  
**Лесников** Владимир Петрович,  
**Попов** Николай Артемьевич

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА  
МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЖАРОПРОЧНЫХ  
НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**

Редактор И. В. Меркурьева  
Верстка О. П. Игнатьевой

Подписано в печать 12.10.2016. Формат 70×100/16.  
Бумага писчая. Печать цифровая. Гарнитура Newton.  
Уч.-изд. л. 7,1. Усл. печ. л. 12,9. Тираж 150 экз.  
Заказ 339

Издательство Уральского университета  
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ  
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5.  
Тел.: 8(343)375-48-25, 375-46-85, 374-19-41. E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ  
620075, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4.  
Тел.: 8(343) 350-56-64, 350-90-13. Факс: 8(343) 358-93-06  
E-mail: press-urfu@mail.ru





#### **КУЗНЕЦОВ ВАЛЕРИЙ ПАВЛОВИЧ**

Главный научный сотрудник кафедры ТОиФМ УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, доктор технических наук, лауреат премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники. Действительный член Академии инженерных наук им. А. М. Прохорова. Почетный выпускник УГТУ–УПИ.



#### **ЛЕСНИКОВ ВЛАДИМИР ПЕТРОВИЧ**

Главный научный сотрудник кафедры ТОиФМ УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, доктор технических наук, лауреат премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники. Действительный член Академии инженерных наук им. А. М. Прохорова. Почетный выпускник УГТУ–УПИ.



#### **ПОПОВ НИКОЛАЙ АРТЕМЬЕВИЧ**

Доцент кафедры ТОиФМ УрФУ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, кандидат технических наук.